

ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. Францевича
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ «КИЇВСЬКИЙ
ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

Стасюк Олександр Олександрович

УДК 621.762.5+621.762.8

ДИСЕРТАЦІЯ

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ТУГОПЛАВКИХ ВИСОКОМОДУЛЬНИХ СПОЛУК НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Спеціальність 05.16.06 – «Порошкова металургія і композиційні матеріали»

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ О.О. Стасюк

Науковий керівник: **Баглюк Геннадій Анатолійович**, д.т.н., с.н.с.

Київ-2019

АНОТАЦІЯ

Стасюк О.О. Закономірності впливу тугоплавких високомодульних сполук на структуру і властивості спечених титанових сплавів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.16.06 «Порошкова металургія і композиційні матеріали» Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, 2019.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню актуальної науково-технічної задачі удосконалення на основі встановлених загальних закономірностей формування структури та властивостей, технології отримання титаноматричних композитів різних компонентних груп з високим комплексом механічних та експлуатаційних характеристик із порошкових сумішей гідриду титану з високомодульними армуючими складовими.

За результатами порівняльного аналізу показана ефективність використання вихідного порошку гідриду титану замість титанового порошку в якості матеріалу основи для синтезу спечених металоматричних композитів на основі титану з присадками TiC , TiB_2 . Гідрид титану активує дифузійні процеси під час синтезу титаноматричних композитів завдяки утворенню підвищеної щільності дефектів кристалічної ґратки при виділенні водню з гідриду під час нагрівання, а також завдяки відновленню оксидних плівок на поверхні частинок атомарним воднем. На основі результатів досліджень впливу типу армуючих присадок (TiC , TiB_2 , В та B_4C) на особливості структуроутворення спечених з їх використанням металоматричних композитів показано суттєву відмінність характеру структури спечених сплавів та взаємодії присадок з матричною фазою для різних типів зміцнюючих присадок. Показано, що найбільш ефективним є використання частинок TiC і TiB_2 в якості зміцнюючої фази в титані. Використання аморфного бору та карбіду бору призводить до вищих значень пористості кінцевих виробів.

За результатами дилатометричних досліджень встановлено, що усадка при спікання пресовок, отриманих із суміші порошку TiH_2 з добавками TiB_2 , є значно меншою, ніж для порошку гідриду титану без армуючої присадки, що обумовлено протіканням реакції з утворення монобориду титану, а також проявом при спіканні ефекту Френкеля. В процесі синтезу порошок дибориду титану реагує з титановою матрицею, утворюючи моноборид титану $\text{TiB}_2 + \text{Ti} = 2\text{TiB}$, ця реакція викликає значне збільшення пористості та впливає на процеси усадки порошкових систем, що у свою чергу має вплив на кінцеві властивості матеріалів. Показано, що зі збільшенням вмісту порошку дибориду титану у вихідній шихті усадка під час спікання зменшується. Визначено, що додавання 5 % TiB_2 зменшує лінійну усадку пресованих сумішей до 4 % (для порошку гідриду титану без боридних додатків усадка складає 10 %), а збільшення вмісту TiB_2 до 10 % призводить до зменшення лінійної усадки до 2%. При синтезі композиційних матеріалів системи Ti-TiC даних ефектів не спостерігається, оскільки карбід титану є термодинамічно стійкою сполукою і не вступає у взаємодію з матричним матеріалом.

Показано, що величини значень міцності на розтяг, твердості та модуля пружності, незважаючи на деякий ріст пористості спеченого сплаву, зростають при введенні в склад шихти до 5 % порошку TiB_2 , тоді як підвищення вмісту високомодульної складової в шихті до 10 % призводить до зменшення рівня вказаних характеристик. Пластичність спечених сплавів монотонно зменшується при збільшенні вмісту боридної складової. Показана кардинальна відмінність в процесі руйнування композиційних матеріалів з різними видами армування. Розповсюдження тріщини в композитах з моноборидом титану не йде по границі розподілу матричної фази та включення TiB , проте голкоподібні включення руйнуються в площині розповсюдження тріщини. В композиційних матеріалах з армуванням карбідом титану частинки останнього виконують роль елемента, що ініціює розтріскування.

В роботі також розглянуто вплив гарячого штампування на структуру титаноматричних композиційних матеріалів, завдяки чому було досягнуто

однорідної мікроструктури, рівномірного розподілу зміцнюючих частинок, а також безпористого стану композитів з різним вмістом армуючої складової та різних компонентних груп. Показано можливість суттєвого (від 20 % для композитів з 5 % TiB_2 , до двох раз – з 10 % TiB_2) підвищення характеристик міцності титаноматричних композитів шляхом гарячого штампування спечених заготовок за рахунок диспергування структури та забезпечення безпористого стану матеріалу. Встановлено, що як твердість, так і міцність матеріалу монотонно зростають зі збільшенням вмісту боридної фази в складі композиту до 10 %, що обумовлено відсутністю впливу на механічні характеристики залишкової пористості, характерної для спечених композитів.

Встановлено, що застосування гарячого штампування призводить до помітного підвищення значень швидкості розповсюдження пружних хвиль для різних композитів, причому за умови усунення фактору впливу поруватості на пружні характеристики матеріалу для всіх складів матеріалів збільшення вмісту високомодульної складової та легування матричної фази призводить до підвищення значень модуля пружності. Модуль пружності спечених композитів Ti-TiB та $(\text{Ti-6Al-4V})\text{-TiC}$ зростає зі збільшенням вмісту армуючих присадок в шихті з 5 до 10 %, тоді як для спечених композитів системи $(\text{Ti-6Al-4V})\text{+TiB}$ зі збільшенням вмісту порошку TiB_2 в шихті з 5 до 10 % значення модуля пружності зменшується внаслідок підвищеного рівня поруватості таких композитів. Для спечених зразків всіх складів та гаряче штампованих композитів, армованих карбідом титану, співвідношення E_{xx}/E_{yy} значень модулів пружності, визначених в напрямку пресування (E_{xx}) та в напрямку, ортогональному до нього (E_{yy}), знаходиться на рівні одиниці, що характеризує практичну відсутність анізотропності таких матеріалів. Після гарячого штампування композитів, армованих боридом титану, значення даного співвідношення дещо зменшується, що обумовлено переорієнтуванням голкоподібних частинок монобориду титану в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні.

За результатами комплексного дослідження особливостей кінетики спікання пресовок різного хімічного складу показана можливість отримання титаноматричних шаруватих композитів із градієнтною структурою, що складаються з шарів різного хімічного складу, які характеризуються рівномірною усадкою в кожному із шарів та відсутністю розшарування, шляхом оптимізації фракційного складу порошків кожного шару та тиску пресування. Встановлено можливість отримання спечених шаруватих композитів без спотворення геометричної форми заготовок, шляхом оптимально вибору гранулометричного складу кожного із шарів композиту окремо. Показано, що енергія деформації двошарових градієнтних виробів на порядок вища, ніж одношарових їх аналогів, також досліджено вплив товщини шарів градієнтних виробів на механічні властивості функціонально градієнтних матеріалів. Визначено, що оптимізацією товщини в'язкого шару сплаву Ti-6AL-4V та прилеглого шару композиту з високим вмістом армуючої складової можна суттєво регулювати баланс характеристик міцності та пластичності двошарових структур.

Показано, що дане розташування більш пластичного шару без армуючої присадки, та більш твердого шару з високомодульною складовою забезпечує можливість створення спечених композитів, які характеризуються оптимальним балансом як високої міцності (до 2000÷2200 МПа), так і пластичності (10÷20 %) при випробуванні на згин.

Застосування операції гарячого пресування градієнтних шаруватих пластин дозволило знизити пористість (шару зі сплаву Ti-6AL-4V до 1-1,5 %, композиту з 5 % армуючої складової до 2-3 %, композиту з 10% армуючої складової до 3-6 %) градієнтних композитів різних компонентних груп. Дана операція призводить до покращення твердості матеріалу на 70-100 HV.

Результати триботехнічних випробувань спечених титаноматричних композитів показали, що зі збільшенням вмісту армуючої фази з 5 до 10 % зносостійкість матеріалу підвищується до 20 %. Суттєве підвищення зносостійкості композитів однакового хімічного складу (до 5-ти раз) забезпечується шляхом гарячого штампування спечених заготовок, які досягають

безпористого стану. Оскільки композиційні матеріали за своєю природою є не однорідними, такими які складаються не з однієї фази, а така гетерогенність структури є основною вимогою до зносостійких матеріалів. Змінюючи її, можна істотно впливати на формування необхідних властивостей. У випадку з композитами істотний вклад має не тільки гетерогенність, але і форма і розміщення зміцнюючої фази. Введення голкоподібних включень TiB покращує зносостійкість матеріалу, проте в порівнянні зі сферичними частинками TiC властивості зношування гірші, в першу чергу, за рахунок форми включень.

Оцінка балістичних характеристик спечених та гарячепресованих шаруватих композитів на основі титаноматричних сплавів дозволила встановити, що застосування гарячого пресування при відповідному співвідношенні складу та товщини пластин дозволяє забезпечити отримання елементів броньованого захисту, що відповідають вимогам 5 класу захисту. Використання шаруватих титаноматричних композиційних матеріалів в якості елементів броньового захисту дозволяє знизити вагу броньового елемента на 40-50 % у порівнянні зі сталевими аналогами.

Ключові слова: металоматричні композити, Титаноматричні композити, гідрид титану, карбід титану, диборид титану, моноборид титану, порошкова металургія, синтез, гаряче штампування, градієнтні матеріали, механічні властивості.

SUMMARY

Stasiuk O.O. The general laws of high-modulus refractory compounds influence on structure and properties of sintered titanium alloys. – Qualification scientific work as a manuscript.

Dissertation for Ph.D. degree (technical sciences) on 05.16.06 speciality «Powder metallurgy and composite materials». I.M. Frantsevich Institute for Problems of Material Science NAS of Ukraine, Kyiv, 2019.

The dissertation is dedicated to solution of important scientific and technical task for perfection of manufacturing technology of titanium metal matrix composites possessing high mechanical and exploitation characteristics. Development and optimization of technology is preformed on the base of establishing of general laws for structure and properties formation upon sintering of powder blends of titanium hydride and high-modulus armoring compounds.

On the base of comparative analysis, it was shown great efficiency for using of titanium hydride powder instead of titanium powder for synthesis of titanium metal matrix composites with TiC and TiB₂ additions. Using of titanium hydride leads to activation of diffusion during synthesis owing to formation of increased density of crystal lattice defects due to hydrogen emission from hydride upon heating and due to reduction of surface oxide scales by atomic hydrogen. It was shown the influence of armoring additions (TiC, TiB₂, B and B₄C) on peculiarities of structure formation of sintered metal matrix composites. Considerable dependence of sintered microstructure of metal matrix composites on type of armoring additions was demonstrated. The most useful is using of TiC and TiB₂ powders as armoring phase in titanium matrix. Use of amorphous boron and boron carbide results in higher porosity of sintered products.

Dilatometric investigation results established that shrinkage upon sintering of compacted TiH₂ + TiB₂ powder blends is considerably lower than for titanium hydride powder alone. Such result is due to high temperature reaction of TiB formation as well as formation of Kirkendall's porosity. Upon synthesis, reaction of titanium monoboride formation $\text{TiB}_2 + \text{Ti} = 2\text{TiB}$ results in considerable increase in porosity and corresponding

decrease in shrinkage of powder compacts, which, in turn, affects characteristics of sintered materials. It was shown, the increase of titanium diboride content in starting blends leads to reduced shrinkage. Addition of 5 % TiB_2 reduces linear shrinkage down to 4 % (while shrinkage is 10 % for titanium hydride powder without diboride additions); increase in TiB_2 content to 10 % resulted in 2 % linear shrinkage. Contrary, this phenomenon was not observed for synthesis of Ti-TiC metal matrix composites, since titanium carbide is thermodynamically stable compound and did not react with titanium matrix.

It was shown that tensile strength, hardness and Young modulus are increased at addition of up to 5 % of TiB_2 powder in powder blends despite some increase in porosity of sintered material, while 10 % TiB_2 addition resulted in degradation of noted characteristics. The ductility of sintered materials are continuously decreased at increase in boride addition. The considerable difference in destruction mechanisms for metal matrix composites with different armoring particles was shown. The cracks for composites with titanium monoboride did not propagate on matrix/TiB particle interfaces. However, needle-like TiB inclusions were crushed in crack propagation plane. For composite materials with titanium carbide its particles are structural elements responsible for crack initiating.

The influence of hot stamping on microstructure of sintered titanium-based matrix composites was studied. Hot stamping ensured uniform microstructure, uniform redistribution of armoring particles and achievement of poreless structures for composites with different type and content of armoring particles. The possibility for considerable (20 % for composite materials with 5 % TiB_2 , up to 2 times for composites with 10 % TiB_2) increase in strength after hot stamping of sintered billets was demonstrated. This result is due to structure grinding and formation of poreless material. Hardness and strength characteristics are monotonically growth with increase in boride phase content up to 10 % owing to absence of porosity which inevitably presented in sintered composites and harmfully affects mechanical properties.

Hot stamping resulted in noticeable growth of velocity of elastic waves propagation in various composites. When influence of porosity factor on elastic

modulus is excluded, increase in armoring phase content and matrix alloying leads to increase in Young modulus for all composites. Elastic modulus of sintered Ti-TiB and (Ti-6Al-4V)-TiC composites goes up with increase of armoring powders in the blends from 5 to 10 %. Contrary, elastic modulus for sintered (Ti-6Al-4V)+TiB composites drops while TiB₂ powder content in starting blends increased from 5 to 10 % due to high porosity of sintered materials. All sintered materials and hot stamped composites with TiC are characterized with E_{xx}/E_{yy} ratio close to 1, where E_{xx} is elastic modulus determined for pressing direction and E_{yy} - modulus for orthogonal direction. This value proves isotropy of material characteristics. This ratio is some lower for hot stamped composites with TiB due to reorientation of needle-like TiB particles and their arrangement in direction perpendicular to direction of stamping force.

Complex investigation of sintering kinetics for compacts of different composition proved possibility to obtain titanium-based composites with layered (gradient) structures. Layers of different chemical compositions demonstrated uniform shrinkage within each layer and integrity of adjacent layers owing to optimization of powder size and compaction pressure. The possibility obtaining sintered layered composites without shape distortion was established owing to proper selection of powder sizes for each individual layer. It was established that deformation energy for 2-layered articles is an order of magnitude higher than for single layer materials. The influence of thickness of individual layers on mechanical characteristics of 2-3 layered structures was investigated. Optimization of thickness of ductile Ti-6AL-4V alloy layer and thickness of adjacent composite layer with high content of armoring phases resulted in regulation of strength/ductile characteristics for 2-layered structures.

It was shown that such location of ductile layer (without armoring particles) and hard layer (with high-modulus armoring particles) provides production of sintered composites with optimized combination of high strength (to 2000÷2200 MPa) and ductility (10÷20 %) at flexure tests.

Hot stamping of various layered materials decreases their porosity levels (Ti-6AL-4V alloy layer down to 1-1,5 %, composites with 5 % armoring phase to 2-3 %

pores, composites with 10 % armoring phase to 3-6 % pores). This technological operation improves material hardness up to 70-100 HV.

Tribological tests carried out for sintered composites demonstrated that increase in armoring phase content from 5 to 10 % leads to increase in wear resistance up to 20 %. Hot stamping of sintered samples of determined chemical composition resulted in considerable increase (up to 5 times) of wear resistance owing to achievement of poreless condition of materials. Composite materials are not single-phase materials, such a heterogeneous structure is necessary criterion to improve wear resistance. The desirable characteristics of the materials can be achieved with controllable changing their heterogeneity. In the case of composites, the contribution to wear resistant characteristics is not only heterogeneity, but also shape and distribution of strengthening phases. Introducing needle-like TiB particles resulted in improved wear resistance, however, needle-like shape leads to worse characteristics in comparison to composites with globular TiC particles.

Evaluation of antiballistic characteristics for sintered and sintered and hot stamped composites was performed. Hot stamping at proper selection of chemical composition and thickness of layers resulted in armor materials which met requirements for 6 class protection. Employment of layered titanium-based composites as armor materials for antiballistic protection provides 40-50 % weight saving in comparison to steel armor materials.

Key words: metal matrix composites, titanium matrix composites, titanium hydride, titanium carbide, titanium diboride, titanium monoboride, powder metallurgy, synthesis, hot stamping, gradient materials, mechanical characteristics.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

1. Баглюк Г.А., Івасишин О.М., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Вплив компонентного складу шихти на структуру та властивості спечених титаноматричних композитів з високомодульними сполуками. *Порошкова металургія*. 2017. №1/2. С. 59-69. *Особистий внесок здобувача*: проведено підготовку вихідних порошкових сумішей для синтезу титаноматричних композиційних матеріалів, досліджено залежності пористості та твердості від виду армуючих включень. (включено до *Scopus, Web of Science*)
2. Івасишин О. М., Марковский П. Е., Саввакин Д. Г., Бондарчук В. И, **Стасюк А. А.**, Приходько С. В. Микроструктура и свойства многослойных материалов на основе сплава Ti–6Al–4V, полученных по порошковой технологии. *Современная электрометаллургия*. №3(131). 2018. С.52-57. *Особистий внесок здобувача*: синтезовано багат шарові матеріали на основі титану досліджено мікроструктуру та підготовлено зразки для механічних випробувань.
3. Bagliuk G.A., **Stasiuk O.O.** Microstructure and mechanical properties of P/M titanium matrix composites reinforced with TiB. *International Scientific Journal Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. Vol.4. 2018. С. 133-138. *Особистий внесок здобувача*: Виготовлення титаноматричних композитів, дослідження мікроструктури і механічних властивостей, обробка результатів (іноземне видання).
4. Prikhodko S., Markovsky P., Savvakín D., **Stasiuk O.**, Ivasishin O. Thermo-Mechanical Treatment of Titanium Based Layered Structures Fabricated by Blended Elemental Powder Metallurgy. *Materials Science Forum*. Vol. 941. 2018. P. 1384-1390. *Особистий внесок здобувача*: Дослідження вихідних порошкових матеріалів, виготовлення багат шарових композиційних матеріалів. Участь в дослідженні механічних властивостей, обговорені та обробці отриманих результатів (іноземне видання).
5. Івасишин О.М., Баглюк Г.А., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи TiH_2+TiB_2 . *Фізика і хімія твердого тіла*. 2017. №1. С. 15-20. *Особистий внесок здобувача*:

створено вихідні зразки з порошкових сумішей, досліджено мікроструктуру, проведено дилатометричні дослідження.

6. Ivasishin O.M., Akhonin S.V., Savvakina D.G., Berezos V.A., Bondarchuk V.I., **Stasyuk O.O.**, and Markovsky P.E. Effect of Microstructure, Deformation Mode and Rate on Mechanical Behaviour of Electron-Beam Melted Ti–6Al–4V and Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe Alloys. *Progress in Physics of Metals*. №19. 2018. С. 316-347 *Особистий внесок здобувача: підготовка вихідних зразків та зразків для дослідження мікроструктури. (включено до Scopus).*

7. Prihodko S.V., Markovsky P.E., Savvakina D.G., **Stasiuk O.O.**, Norouzi R.M., Choi C., Ivasishin O.M.. Characterization of Layered Structures of Ti–6Al–4V Alloy and Metal Matrix Composites on Its Base. *Proceedings of Microscopy & Microanalysis*. 23 (Suppl 1), 2018, pp. 2218-2219. *Особистий внесок здобувача: Підготовка вихідних сумішей та синтез титаноматричних композитів на основі титанового сплаву Ti–6Al–4V (іноземне видання).*

8. Івасишин О.М., Саввакін Д.Г., Дехтяренко В.А., **Стасюк О.О.** Взаємодія з воднем порошкових лігатур Ti–Al–V–Fe, Al–V–Fe та Ti–Al–Mo–Fe. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. №2. 2018. С. 121-127. *Особистий внесок здобувача: проведення шихтування і створення сумішів для виплавки лігатур відповідного складу, виконано мас-спектрометричні дослідження (включено до Scopus).*

9. Markovsky P.E., Ikeda M., Savvakina D.G., **Stasyuk O.O.** Microstructure and properties of new Ti–Al–Fe–Cr transition class alloy produced by blended elemental powder metallurgy using TiH₂ and master alloy. *Metallography, Microstructure and Analysis* №7(2). 2018. PP. 184-193. *Особистий внесок здобувача: проведено шихтовка порошкових сумішей, та отримання лігатури для відповідного титанового сплаву (іноземне видання).*

10. Ахонин С.В., Марковский П.С., Березос В.А., **Стасюк А.А.** та ін. Получение высокопрочного титанового сплава Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe способом ЭЛП. *Современная Электromеталлургия*. №1. 2018. С. 9-16. *Особистий внесок*

здобувача: підготовка та дослідження вихідних матеріалів для створення титанового сплаву Ti-LCB.

11. Баглюк Г.А., **Стасюк А.А.**, Саввакін Д.Г. Структура и фазовый состав спеченных сплавов, полученных из порошковых смесей системы TiH_2+TiB_2 . Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, Новые порошковые материалы. Сварка. Минск «Беларуская наука». 2017. С. 347-359. *Особистий внесок здобувача:* синтез метало матричних композитів з різним вмістом армуючої фази у вигляді дибориду титану, досліджено мікроструктуру композитів (іноземне видання).

12. Спосіб одержання виробів на основі титану з багатошаровою структурою: патент 114876 Україна № а201611852; заявлено 23.11.2016; опуб. 10.08.2017, Бюл. №15. *Особистий внесок здобувача:* створення багатошарових титанових виробів методами порошкової металургії, дослідження мікроструктури в кожному з окремих шарів.

13. Savvakina D., Prihodko S., Matviychuk M., Ivasishin O., **Stasiuk O.**, Fabrication of Layered Ti-6Al-4V Plated by Cold Isostatic Pressing Powder Metallurgy for Anti-Ballistic Protection Application. Збірка тез Titanium USA 2017. 8 – 11 October 2017. Miami, Florida, USA. *Особистий внесок здобувача:* створення градієнтних багатошарових титанових плит для балістичних випробувань, дослідження мікроструктури матеріалу.

14. Prihodko S., Markovsky P., Savvakina D., **Stasiuk O.**, Ivasishin O. Thermo-mechanical treatment of titanium based layered structures fabricated by blended elemental powder metallurgy. Збірка тез International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials, Processing, Fabrication, Properties, Applications; July 9-13. 2018, Paris, France. *Особистий внесок здобувача:* Дослідження вихідних порошків та їх шихтування, пресування, спікання, проведення механічних досліджень.

15. Markovsky P., Ivasishin O., Savvakina D., Bondarchuk V., **Stasiuk O.**, Prihodko S. Structure and Mechanical Properties of Layered Materials on Base of Ti-6Al4V Alloy Fabricated Using Powder Metallurgy Approach. Збірник тез доповідей

конференції Materials science and technology. 14 – 18 жовтня 2018. Columbus USA. *Особистий внесок здобувача:* створення багатошарових матеріалів на основі титану, обробка результатів механічних випробувань.

16. Ivasishin O., Savvakina D., **Stasiuk O.**, Oryshych D. Titanium Hydride Powder Metallurgy and its Application for Medical Type Alloys. Збірка тез 10-TH INTERNATIONAL CONFERENCE “ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES: FROM IDEA TO MARKET”. 24-26 October, 2018, Ningbo, China. *Особистий внесок здобувача:* дослідження вихідних порошкових сумішей, проведення дилатометричних та мас-спектрометричних досліджень.

17. Bagliuk G., **Stasiuk O.**, Savvakina D. Effect of sintering and hot forging on structure and mechanical properties of Ti-based metal matrix composites manufactured with use of TiH_2 powder. Збірка тез 10-TH INTERNATIONAL CONFERENCE “ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES: FROM IDEA TO MARKET”. 24-26 October, 2018, Ningbo, China. *Особистий внесок здобувача:* створення сумішей для титаноматричних композитів, проведення пресування та гарячого штампування композиційних матеріалів, вивчення мікроструктури і механічних властивостей.

18. Баглюк Г.А., Івасишин О.М., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Структура та властивості спечених металоматричних композитів на основі титану з високомодульними сполуками. Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем. Конференція присвячена 70-річчю від дня заснування Інституту металофізики ім. Г.В. Курдюмова Національної академії наук України. – Київ, Україна. 2016. С. 145. *Особистий внесок здобувача:* синтез металоматричних композитів та вивчення мікроструктури і механічних властивостей.

19. Івасишин О.М., Марковский П.Е., Саввакин Д.Г., **Стасюк А.А.**, Приходько С.В. Микроструктура и свойства многослойных материалов на основе сплава Ti-6Al-4V, полученных по порошковой технологии. Збірка тез доповідей міжнародної конференції «Титан 2018. Виробництво і застосування в Україні». 11-13 червня 2018 року. Київ. *Особистий внесок здобувача:* підготовка вихідних

порошкових сумішей, пресування багатошарових матеріалів, дослідження мікроструктури, обробка результатів механічних випробувань.

20. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Баглюк Г.А. Саввакин Д.Г., **Стасюк А.А.** Металломатричные композиты на основе титана с высококомодульными наполнителями, полученные с использованием наводороженных порошков. Сборник тезисов докладов 5-международной конференции HighMatTech. 5 – 8 октября 2015 г. Киев. С 64-65. *Особистий внесок здобувача:* підготовка зразків для синтезу метало матричних композитів, дослідження впливу армуючої складової на пористість.

21. **Стасюк А.А.**, Саввакін Д.Г. Використання порошків гідриду титану, одержаних різними методами, для виготовлення титанових виробів. Збірка тез доповідей перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів 16-17 квітня 2014 року, Київ. *Особистий внесок здобувача:* Встановлення впливу гідриду титану (отриманого різними методами) на синтез і кінцеві властивості матеріалу.

22. **Стасюк А.А.**, Баглюк Г.А., Саввакін Д.Г. Формування металоматричних композитів Ti-TiB шляхом спікання порошкових сумішей $TiH_2 + TiB_2$. Збірка тез доповідей одинадцятої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених "Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів", 19 - 20 квітня 2018 р. Київ. С. 91-94. *Особистий внесок здобувача:* синтез металоматричних композитів Ti-TiB, проведення дилатометричних досліджень, механічних випробувань і вивчення мікроструктури.

23. **Стасюк О.О.**, Баглюк Г.А., Саввакін Д.Г. Вплив вмісту боридної складової на мікроструктуру і механічні властивості метало матричних композитів на основі титану. Збірка тез доповідей міжнародної конференції «Титан 2018. Виробництво і застосування в Україні». 11-13 червня 2018 року. Київ. *Особистий внесок здобувача:* синтез метало матричних композитів, проведення механічних досліджень та обробка результатів.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	19
РОЗДІЛ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	25
1.1 Титан та його сплави. Технології отримання та основні характеристики .	25
1.1.1 Титанові сплави та технологій порошкової металургії для їх отримання	25
1.1.2 Особливості використання гідридних технологій в порошковій металургії титану	32
1.2 Металоматричні композиційні матеріали	39
1.2.1 Основні технології виготовлення металоматричних композитів	40
1.3 Титаноматричні композиційні матеріали	44
1.3.1 Вплив типу армуючих складових на структуру та властивості титаноматричних композитів	44
1.3.2 Основні методи одержання титаноматричних композитів	47
1.3.3 Функціонально градієнтні матеріали на основі титану	57
Висновки та постановка завдань дослідження	61
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ	61
2.1 Вихідні матеріали.....	61
2.2 Технології отримання титаноматричних композитів різних функціональних груп	63
2.3 Методика дослідження структури, фазового та хімічного складу композитів та їх фізико-механічних властивостей	67
2.4 Методики дослідження функціональних властивостей композитів	74
РОЗДІЛ 3. ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ, АРМОВАНИХ РІЗНИМИ ВИСОКОМОДУЛЬНИМИ СПОЛУКАМИ	75
3.1 Вплив компонентного складу шихти на структуру та властивості спечених титаноматричних композитів з високомодульними сполуками	75
3.2 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи TiH_2+TiB_2	91
3.3 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи TiH_2+TiC	97
3.4 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей на основі системи $Ti-6Al-4V$ як матричної складової.....	100

3.5 Вплив вмісту високомодульної складової на основні механічні характеристики спечених титаноматричних композитів різних компонентних груп	102
Висновки до розділу	110
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ	112
4.1 Особливості процесу гарячого штампування титаноматричних композитів	112
4.2 Особливості структури та властивості гаряче штампованих композитів системи Ti-TiB	114
4.3 Структура та властивості гаряче штампованих композитів на основі матричного сплаву системи Ti-6Al-4V	118
4.4 Вплив гарячого штампування на пружні властивості та характер анізотропії порошкових титаноматричних композиційних матеріалів.....	124
Висновки до розділу	130
РОЗДІЛ 5. ФУНКЦІОНАЛЬНО ГРАДІЄНТНІ МАТЕРІАЛИ СТВОРЕНІ З ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ	132
5.1 Передумови створення шаруватих композиційних матеріалів.....	132
5.2 Градієнтні шаруваті композити на основі матричної фази з технічно чистого титану	133
5.3 Градієнтні шаруваті композити на основі матричної фази зі сплаву на основі системи Ti-6Al-4V.....	137
5.4 Особливості усадки при спіканні шаруватих титанових композитів різних компонентних груп	139
5.5 Основні механічні властивості шаруватих титанових композиційних матеріалів	147
5.6 Вплив статичного гарячого пресування на структуру та властивості шаруватих титаноматричних композитів	154
Висновки до розділу	159
РОЗДІЛ 6. ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ.....	160
6.1 Триботехнічні властивості металоматричних композитів на основі титанового сплаву системи Ti-6Al-4V	160
6.1.1 Металоматричні композити армовані моноборидом титану	160
6.1.2 Металоматричні композити армовані карбідом титану	165

6.2 Елементи броньового захисту з використанням металоматричних композитів на основі титану	165
6.2.1 Склади та режими синтезу шаруватих титаноматричних композитів балістичного захисту	166
6.2.2 Балістичні випробування градієнтних титаноматричних композиційних матеріалів	173
Висновки до розділу	178
ВИСНОВКИ	179
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....	183
ДОДАТОК 1.....	198
ДОДАТОК 2.....	203
ДОДАТОК 3.....	211

ВСТУП

Обґрунтування вибору теми дослідження

Титан та його сплави володіють унікальним комплексом властивостей (висока міцність в широкому інтервалі температур, низька густина, висока стійкість до корозії), що дозволяє використовувати ці матеріали у найвідповідальніших галузях промисловості таких як: авіабудування, космічна галузь, автомобілебудування, хімічна і нафтова промисловість, медицина, а також військова галузь. Проте по мірі розвитку технологій вимоги до матеріалів підвищуються і титанові сплави не завжди можуть їм відповідати. Насамперед, титанові сплави потребують покращення характеристик зносостійкості, підвищення робочих температур, а також на даний час особливої уваги потребує створення титанових матеріалів, які б комбінували високі показники міцності і твердості при достатній в'язкості, необхідні в оборонній промисловості для створення захисних броньових елементів. Досягнути даних характеристик можна, створюючи металоматричні композити на основі титану та його сплавів.

На сьогоднішній день однією з головних проблем матеріалознавства титану є розробка нових технологій, що забезпечать суттєве зниження вартості титанових виробів (до рівня конкурентоспроможності титану у порівнянні з іншими конструкційними матеріалами). При цьому надзвичайно важливо не допустити зниження привабливих характеристик титанових сплавів і композитів. Методи порошкової металургії є найбільш перспективними для зниження вартості виробів на основі титану. Однією з ефективних технологій отримання спечених матеріалів на основі титану, що успішно розвивається останнім часом, є використання в якості вихідної сировини порошків гідриду титану TiH_2 замість титанового порошку. Водень в цьому підході виступає в ролі тимчасової легувальної домішки до титану. Завдяки водневому впливу на матеріал досягаються унікальні структурні стани спечених титанових сплавів з високим рівнем фізико-механічних характеристик. Також використання TiH_2 в якості вихідної сировини має економічний аспект, оскільки гідрид титану є дешевшим від серійних порошків титану, отриманих методом гідрування/дегідрування.

Тому розробка наукових основ створення титаноматричних композиційних матеріалів з заданим комплексом фізико-механічних властивостей, використовуючи економічно-ефективні порошкові технології, є актуальною і важливою.

Зв'язок з науковими програмами, темами, планами

Дисертаційна робота виконувалася відповідно до відомчої та конкурсної тематики НАН України, а саме: бюджетної теми НАН України «Формування градієнтних та шаруватих структурно-фазових станів та їх вплив на властивості високоміцних конструкційних матеріалів в умовах статичного і динамічного навантаження» (№ державної реєстрації 0118U001036), роботи «Розроблення технології виробництва елементів броньового захисту з градієнтною структурою на основі титанових сплавів» (програма Державного замовлення з проблем підвищення безпеки та обороноздатності держави, 2015-2016 рр., № державної реєстрації 0117U005078), «Оптимізація структурних станів титанових сплавів, отриманих з наводнених порошків, для підвищення їх корозійної і корозійно-абразивної стійкості» (конкурсна програма НАН України «Ресурс-2», 2016-2018 рр., № державної реєстрації 0116U006684), «Титанові матеріали з градієнтною структурою для броньового захисту: інноваційна технологія виготовлення» (грант G5030 програми НАТО «Наука заради миру та безпеки» (2016-2018 рр.).

Мета та завдання дослідження

Метою дисертації є встановлення загальних закономірностей формування структури та властивостей титаноматричних композитів різних компонентних груп на основі порошків гідриду титану з високомодульною армуючою складовою та удосконалення технології отримання матеріалів даного класу з високим комплексом механічних та експлуатаційних характеристик.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- Провести порівняльне дослідження впливу типу вихідних титанових порошків на особливості структуроутворення та властивості спечених титаноматричних композитів.

- Дослідити вплив типу армуючих компонентів на структуру та властивості спечених титаноматричних матеріалів.
- Дослідити вплив гарячого штампування на структуру та властивості титаноматричних композитів з високомодульними присадками різних компонентних груп.
- Провести дослідження впливу компонентного складу та технологічних режимів виготовлення на структуру та властивості спечених шаруватих металоматричних композитів.
- Провести дослідження основних функціональних властивостей та розробити рекомендації щодо технологічних параметрів отримання титаноматричних композитів різних компонентних та функціональних груп.

Об'єкт дослідження – металоматричні композиційні матеріали на основі технічно чистого титану і сплаву ВТ-6 (Ti-6Al-4V), з високомодульними сполуками TiB та TiC.

Предмет дослідження – закономірності формування структури, фазового складу, фізико-механічних властивостей титаноматричних композиційних матеріалів при спіканні порошкових сумішей на основі гідриду титану та гарячому штампуванні спечених заготовок.

Методи дослідження – В роботі використовувалися сучасні методи комплексного дослідження: лазерної гранулометрії, оптичної мікроскопії, скануючої електронної мікроскопії, рентгенофазовий та рентгеноспектральний аналіз, високотемпературна дилатометрія та мас-спектрометрія, стандартні методи випробувань мікротвердості та міцності (на розтяг, стиск та трьохточковий згин). Для обробки отриманих результатів використовувалось відповідне програмне забезпечення. Таким чином, дані методики дослідження є взаємопов'язаними та дають можливість комплексного дослідження матеріалів.

Наукова новизна одержаних результатів

1. Вперше показано принципову відмінність залежностей значень міцності на розтяг та стиск від вмісту боридної складової для спечених композитів, отриманих з порошкової суміші гідриду та дибориду титану. Встановлено, що

незважаючи на деякий ріст пористості спеченого сплаву у порівнянні із матеріалом без боридних домішок, характеристики міцності зростають для композитів з 5%TiB, тоді як підвищення вмісту високомодульної складової до 10 % призводить до зменшення рівня вказаних характеристик. В разі випробувань на стиск механічні характеристики матеріалу монотонно зростають зі збільшенням вмісту TiB не зважаючи на збільшення пористості останніх, що обумовлено меншим впливом пористості при випробуваннях на стиск у порівнянні з розтягом.

2. Вперше досліджено вплив гарячого штампування на структуру та властивості титаноматричних композитів з високомодульними присадками. Показано можливість суттєвого (від 20 % для композитів з 5 % TiB, до двох раз – з 10%TiB) підвищення характеристик міцності титаноматричних композитів шляхом гарячого штампування за рахунок диспергування структури та забезпечення практично безпористого стану матеріалу. Встановлено, що як твердість, так і міцність матеріалу монотонно зростають зі збільшенням вмісту боридної фази в складі композиту до 10%.

3. Встановлено наявність ефекту формування помітної анізотропії структури та властивостей гаряче штампованих титаноматричних композитів з боридними фазами при випробуванні на стиск, який проявляється внаслідок переважного розташування голкоподібних зерен монобориду титану в напрямку, перпендикулярному напрямку штампування.

4. Вперше показана можливість створення спечених титаноматричних шаруватих композитів із градієнтною структурою, що складаються з шарів різного хімічного складу, які характеризуються рівномірною усадкою в кожному із шарів та відсутністю розшарування за рахунок оптимізації фракційного складу порошків кожного шару та тиску пресування. Показано, що відповідне розташування та товщини більш пластичного шару без армуючої присадки, та більш твердого шару з високомодульною складовою забезпечує отримання композитів, які характеризуються оптимальним балансом як високої міцності (до 2000÷2200 МПа), так і пластичності (10÷20 %) при випробуванні на згин.

5. За результатами триботехнічних випробувань титаноматричних композитів показано, що введення в склад матеріалу високомодульних присадок зменшує коефіцієнт тертя у порівнянні з аналогічними титановими сплавами без армуючої фази, а зі збільшенням вмісту армуючих присадок в шихті з 5 до 10 % зносостійкість матеріалу підвищується до 20 %. Найбільше підвищення зносостійкості композитів однакового хімічного складу (до 5-ти раз) при незначній відмінності значень коефіцієнту тертя забезпечується за рахунок гарячого штампування спечених заготовок.

6. За оптимізованими технологічними параметрами створено багатошарові пласкі титанові вироби з достатньою бронестійкістю. За результатами балістичних випробувань показана перевага даного класу виробів і перспектива використання багатошарових виробів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V, верхні шари яких складаються з металоматричних композиційних матеріалів на основі даного сплаву.

Особистий внесок здобувача

Основні результати експериментальної роботи були отримані здобувачем особисто та з його безпосередньої участі. Безпосередньо автором було виготовлено всі досліджувані зразки, проведено дилатометричні дослідження, механічні випробування, металографічні дослідження, оптичну мікроскопію.

Постановка задачі дослідження, обговорення та інтерпретація отриманих результатів проведені з науковим керівником доктором технічних наук Баглюком Г.А та співробітником Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України д.ф-м.н. Саввакіним Д. Г.

Автор приймав активну участь в створенні статей та звітів на основі отриманих результатів разом зі співавторами.

Апробація результатів дисертації

За результатами дослідження опубліковано 23 наукових праць, у тому числі 11 статей у наукових фахових виданнях (з них 5 статей у виданнях іноземних держав, 3 у виданнях України, які включені до міжнародних наукометричних баз), 1 патент України, 11 тез доповідей в збірках матеріалів конференції.

Структура та обсяг дисертації

Дисертаційна робота складається зі вступу, шести розділів, загальних висновків, списку використаних джерел (153 назви) та додатків. Викладена на 197 сторінках машинописного тексту, містить 13 таблиць, 97 рисунків, 3 додатки.

РОЗДІЛ 1

ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Титан та його сплави. Технології отримання та основні характеристики

1.1.1 Титанові сплави та технології порошкової металургії для їх отримання

Титанові сплави – це передові матеріали, що володіють масою виняткових властивостей, які практично не досяжні для інших матеріалів. Титанові сплави використовуються в таких галузях як: аерокосмічна, хімічна, електроенергетична, морська, медична і т.д. Титанові сплави характеризуються високою міцністю, достатньою пластичністю та технологічністю, тобто здатністю легко піддаватись обробці. У зв'язку з невисокою густиною вони мають суттєву перевагу перед усіма іншими матеріалами (крім берилію) за питомими характеристиками міцності. Титан і його сплави відрізняються високою корозійною стійкістю в багатьох агресивних (лугах, кислотах та їх розчинах) і в інших активних середовищах. Титан володіє рядом привабливих теплофізичних властивостей, що дозволяє його використання в деяких специфічних областях техніки [1].

Фізико-механічні характеристики титану можна суттєво підвищити за допомогою легування і термічної обробки. Важливу роль в можливості впливу на фізико-механічні властивості має поліморфізм титану: як відомо, до температури 882,5 °С титан володіє ГЦУ-структурою (α -фаза), вище 882,5 °С до температури плавлення зберігається ОЦК-структура (β -фаза).

Певні легувальні елементи, утворюють тверді розчини в титані та змінюють його фазовий склад, іде зміна як властивостей окремих фаз, так і їх об'ємна доля, що призводить до зміни властивостей сплаву в цілому. При цьому легування може в широких межах регулювати міцність та пластичні характеристики, жароміцність та жаростійкість, тощо.

За впливом на поліморфізм титану С.Г. Глазунов [2] розділив всі легувальні елементи на три групи.

Перша група представлена α -стабілізаторами – елементами, що підвищують температуру поліморфного перетворення титану. З металів до числа α -стабілізаторів відноситься алюміній, галій та індій; із неметалів – вуглець, азот та кисень.

В другу групу входять β -стабілізатори – елементи, що знижують температуру поліморфного перетворення титану. Їх можна розбити на 3 підгрупи. В сплавах титану з елементами першої підгрупи при достатньо низькій температурі відбувається евтектоїдний розпад β -фази $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$; до числа таких елементів належить кремній, хром, марганець, залізо, кобальт, нікель, мідь – їх називають евтектоїдоутворюючими β -стабілізаторами. В сплавах з елементами другої підгрупи при достатньо високій їх концентрації β -розчин зберігається до кімнатної температури, не зазнаючи евтектоїдного розпаду. До числа таких елементів належить ванадій, молібден, ніобій, тантал, вольфрам. Оскільки вони утворюють неперервні розчини з β -титаном, їх називають β -ізоморфними стабілізаторами. В сплавах третьої підгрупи рівноважна β -фаза також стабілізується при кімнатній температурі, але неперервних β -твердих розчинів не утворюється, так як не дотримується принцип ізоморфності взаємодіючих елементів. До елементів цієї підгрупи відноситься реній, рутеній, родій, осмій, іридій. Їх можна назвати квазіізоморфними β -стабілізаторами.

Третя група представлена легуючими елементами, що мало впливають на температуру поліморфного перетворення титану. До них належить олово, ірній, германій, гафній, торій. Ці елементи називають нейтральними зміцнювачами.

Титанові сплави класифікуються за різноманітними ознаками. Найбільш поширена класифікація сплавів за фазовим складом [3, 4, 5]. Вона включає:

1. α -сплави, структура яких представлена α -фазою.
2. Псевдо- α -сплави, структура яких представлена α -фазою та невеликою кількістю β -фази чи інтерметалідів (не більше 5%). Псевдо- α -сплави містять,

переважно, α -стабілізатори, характеризуються високою жароміцністю і використовують до температур 600-650 °C.

3. ($\alpha+\beta$)-сплави, структура яких представлена α - та β -фазами; сплави цього типу також можуть містити невелику кількість інтерметалідів.

4. Псевдо- β -сплави зі структурою, що представлена однією β -фазою після гартування чи нормалізації із β -області. Їх хімічний склад перевищує другу критичну концентрацію (11,07мас.% Mo). Структура цих сплавів у відпаленому стані представлена α -фазою та великою кількістю β -фази. Псевдо- β -сплави мають найкращі характеристики міцності (до 1600 МПа) і можливість в широких межах регулювати міцність та пластичні характеристики.

5. β -сплави, структура представлена термодинамічно стабільною β -фазою.

6. Сплави на основі інтерметалідів.

При розгляді взаємодії титану з іншими елементами періодичної системи, слід в першу чергу, враховувати будову зовнішніх електронних оболонок їхніх атомів, співвідношення атомних розмірів та кристалічну структуру. Взаємодія титану з елементами періодичної системи та класифікація діаграм стану титанових сплавів були досліджені з різних точок зору [6-9].

Основними легувальними елементами, що використовуються для впливу на властивості титанових сплавів, є алюміній, ванадій, хром, залізо, молібден, олово, марганець, цирконій. Більшість з них — елементи перехідних груп, додавання яких суттєво підвищує характеристики міцності. Поряд з цими легувальними елементами існують домішки, які завжди наявні в титані, до них належать: кисень, азот, водень, вуглець. При чому тільки водень з цих чотирьох елементів є (β -стабілізатором, але при збільшеній концентрації в титані він призводить до втрати пластичності. Такі елементи як кисень, азот та вуглець збільшують твердість і міцність матеріалу, але при цьому також катастрофічно знижують пластичність. Тому дуже важливо контролювати вміст газових домішок в кінцевому виробі. Фазові перетворення в сплавах титану з цими елементами володіють рядом цікавих особливостей як з точки зору практики термообробки, так і теоретичного металознавства.

Як вже зазначалось вище, кисень, азот, водень та інші домішки впливають на властивості титану. Одним із основних є елемент втілення – кисень, із збільшенням концентрації якого α -фаза титану значно зміцнюється. Це добре можна побачити при порівнянні механічних властивостей на розтяг чотирьох градацій технічно чистого титану (західний стандарт), вміст кисню в яких змінюється від 0,18% до 0,40% (мас.). Із цим збільшенням кількості кисню межа плинності змінюється від 170 МПа (grade 1) до 480 МПа (grade 4). В комерційних сплавах титану вміст кисню варіюється від 0,08% до 0,20% (мас.) в залежності від типу сплаву [10], але використання в сплавах кисню для зміцнення не завжди доцільне, оскільки підвищена його концентрація в титані веде до втрати пластичних характеристик. Ще однією домішкою, яка впливає на характеристики титану, є хлор, який наявний в титані через магній-термічний метод отримання титанової губки. Збільшення концентрації цієї домішки погіршує зварюваність титанових деталей. Як бачимо, всі елементи, впливають на властивості, тому особливо важливо отримувати чистий за домішками матеріал.

При виготовленні деталей складної форми із кованої титанової заготовки, до 90% матеріалу перетворюється на відходи, тобто середній коефіцієнт використання матеріалу лише 10%-15% [11, 12]. Для прикладу, аерокосмічна частина ринку в даний час закуповує у вісім разів більше (за масою) кованих зливків титанових сплавів, ніж потрібно для кінцевих виробів [13]. Метою Lockheed Martin в програмі розробки та вдосконалення винищувача F-35 (JSF), було зменшити показник buy-to-fly, тобто відношення маси купленого металу до маси кінцевих виробів, до 5:1 [11], проте до цих пір кількість відходів складає до 80%. Великі втрати матеріалу, пов'язані з обробкою, і висока вартість титанової сировини (титанової губки), суттєво обмежують використання титану і дає привабливі економічні мотиви для розробок наукових основ технологій, які б дозволили напряду отримати деталь кінцевої форми.

Таким методом є отримання титанових сплавів і виробів з дисперсних порошкових матеріалів, використовуючи для їх консолідації твердофазну дифузію і уникаючи переплаву матеріалу. Технологічні підходи, що базуються на

використанні традиційних ливарних технологій відносно титану мають ряд проблемних аспектів. Розплавлений титан є надзвичайно активним і реагує з більшістю газів в атмосфері та більшістю металічних і не металічних матеріалів, що можуть використовуватися як матеріал тигля при розплавленні. Технічна складність процесу плавлення полягає в підтримці шару твердого титану між тиглем і розплавленим металом, тобто, в ретельному контролі за процесом плавки, де дуга спрямована в центр заряду, для підтримки правильного температурного градієнту між розплавленим титаном і стінками тигля. Аргонна атмосфера підтримується в тиглі і формі для запобігання атмосферного забруднення. Лиття навіть у прості форми потребує значних зусиль. Також існує проблема підтримки обтікання рідким металом порожнистих форм з різними розмірами і напрямками [14]. Лиття звичайних форм майже не застосовним для титану через вище згадані несприятливі фактори, які є унікальними для цього матеріалу. Порошковий підхід дозволяє уникнути цих проблем.

Основними методами формування сплаву з порошкових систем є: холодне компактування (пресування) і консолідація, консолідація і гаряча обробка, пряма прокатка порошку та екструзія, гаряче компактування та обробка, гаряче ізостатичне компактування (hot isostatic pressing - HIPing), інжекційне формування металу (metal injection molding — MIM) і консолідація. Процес холодного компактування дисперсних частинок і подальшої консолідації технічно найпростіший та економічно найбільш привабливий підхід для виготовлення деталей складної форми.

Для виготовлення титанових сплавів використовують два основні методи, які відрізняються способом введення легувальних елементів: попереднього легування (ПЛ) та суміші порошкових компонентів (СПК). Метод ПЛ є, зазвичай, складнішим, оскільки полягає в отриманні хімічно однорідного сплаву на першому етапі, і його наступного переведення в дисперсний стан, який часто супроводжується гартуванням частинок. Тому такі частинки володіють зниженими пластичними характеристиками, що утруднює їх компактування. Наприклад, для того, щоб скомпактувати ПЛ порошок Ti-6Al-4V з розміром

частинок < 149 мкм до густини 84% (від теоретичної густини без пористого матеріалу), тиск компактування повинен становити 965 МПа; це, по суті, межа плинності TI-6Al-4V [15]. Порівняно з тим, щоб скомпактувати суміш порошкових компонентів цього ж складу з розміром частинок < 149 мкм до тієї ж густини, потрібно тільки 413 МПа [15]. До того ж, консолідація попередньо легованих частинок потребує витримки при вищій температурі через відсутність сприятливих ефектів, пов'язаних із гомогенізацією гетерогенної дисперсної системи, а це веде не тільки до росту густини, а й до росту зерен [15]. Позитивним моментом при використанні методу ПЛ є очищення від ряду домішок під час виготовлення зливку, зокрема такої як хлор, та отримання високочистих частинок при дотриманні відповідних вимог на всій стадії виготовлення. Звичайний підхід холодного компактування та консолідації порошкової системи не є найкращим для випадку використання ПЛ підходу. Для нього більш застосовне гаряче ізостатичне компактування (HIPing), гаряче компактування (HP) чи електро-розрядне спікання (SPS).

Підхід СПК полягає у додаванні окремих частинок легувальних елементів до частинок титанової основи. Після перемішування та компактування при кімнатній температурі гетерогенна порошкова суміш під час високотемпературної витримки у вакуумі перетворюється на щільний, гомогенний сплав в умовах твердофазної дифузії [16]. Під час синтезу сплавів відбуваються процеси хімічної гомогенізації із зміною фазового складу та зміною мікроструктури; ріст густини; еволюція розміру зерен. При цьому, відсутність стадії переплаву титану веде до того, що домішки, які, зазвичай, видаляються з матеріалу в рідкій фазі, залишаються; прикладом може бути хлор, присутність якого в матеріалі є наслідком отримання титанової губки магній-термічним методом.

Присутність хлору в кінцевому матеріалі забезпечує збереження певної долі пор (0,2-0,6% по об'єму) навіть після обробки гарячим ізостатичним пресуванням [17-18]. Присутність хлоридів в титанових сплавах отриманих методом СПК і пов'язаних з ними залишкової пористості є причиною зниження механічних характеристик, особливо втомних. При використанні методу СПК для

синтезу сплавів виникає ще одна проблема, яка може зменшити межі використання цього методу, це – погана зварюваність деталей. Якщо в кінцевій деталі залишається більше 100 ppm хлору, це спричинює збільшення пористості в зварному шві, так зване, «розпухання». Тому використання деталей виготовлених цим методом небажане при конструюванні із застосуванням зварювання.

В принципі, при відсутності прикладення навантаження в ході консолідації, даний підхід дозволяє досягти відносної густини 95-96% хімічно і мікроструктурно однорідних сплавів. Надзвичайно рідко вдається підвищити відносну густину до 98-99%. Це, в деяких випадках, дозволяє отримати прийнятні властивості на розтяг синтезованих сплавів [19], але втомні характеристики при цьому рівні густини – незадовільні.

Для досягнення механічних властивостей, особливо втомних характеристик, порівняних із властивостями литих сплавів, густина синтезованих сплавів повинна максимально наближатися до теоретичного значення, тобто сягати 98% і вище. З цією метою використовують гаряче ізостатичне компактування і гарячу деформацію синтезованих сплавів. Це дозволяє підняти густину до рівня вище 99%, проте, залишкові хлориди в сплавах не дозволяють досягти 100% результату. Як наслідок, втомні характеристики титанових сплавів, синтезованих методом СПК, поступаються властивостям сплавів, отриманих з ПЛ порошків та традиційним методам литва/гарячої деформації.

Проте, цікавим з практичної і наукової точки зору є досягнення високих рівнів густини на стадії високотемпературних витримок без залучення методів гарячого ізостатичного компактування (без застосування навантажень в процесі спікання/синтезу) [17, 20]. Шляхом для досягнення цієї мети є активація дифузійних процесів, які визначають консолідацію системи частинок і рівень кінцевої густини.

Для цього, було запропоновано використання порошкових систем гідриду титану TiH_2 [21-23] замість традиційного титанових як основи гетерогенних порошкових сумішей. Цей підхід було застосовано для отримання сплаву Ti-6Al-4V, який є найбільш розповсюдженим в світі титановим сплавом. Дослідження,

які проводились в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, показують, що використання гідриду титану дозволяє досягти високої відносної густини після консолідації (>98%), тоді як використання негідрованого технічно чистого титанового порошку призвело до помітно нижчих рівнів густини синтезованих сплавів. В роботах співробітників Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України [19, 22] і значно пізніше в роботах Н.Т. Wang [24] було показано, що використання TiH_2 та комплексної лігатури 60Al-40V дозволяє досягти рівня відносної густини до 99% при ізотермічній витримці 1200–1350 °C протягом 4 годин. Таким методом було синтезовано: Ti-6Al-4V [24], Ti-10V-2Fe-3Al (Ti-1023) [25, 26] та Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti-5553) [27]. Отримано достатньо високу кінцеву густину (>97%) з високими механічними властивостями на розтяг.

1.1.2 Особливості використання гідридних технологій в порошковій металургії титану

На сьогоднішній день комерційно доступні титанові порошки в основному виготовляють з використанням титанової губки, титанових злитків або титанового металобрухту в якості вихідного матеріалу. Комерційно чисті титанові порошки (CP-Ti) виготовляють переважно процесом гідрування-дегідрування, тоді як порошки з титанових сплавів потребують більш дорогих методів виробництва.

Фазова діаграма титан-водень зображена на рисунку 1.1. Водень є домішкою втілення для титану, маючи відносно невелику розчинність в α фазі й значно більшу - в β фазі. За своєю дією водень є β стабілізуючим елементом, знижуючи область існування β фази приблизно до 300 °C. При температурах нижче 300 °C розчинність водню в α фазі різко знижується, тому вже при концентрації водню 0.01 % (мас.) внаслідок евтектоїдного перетворення при охолодженні в матеріалі виділяється гідридна фаза. Загалом, водень здатний насичувати титан до 4 % по масі (або 67 % ат.), при цьому вище приблизно 3% знаходиться однофазна область гідриду титану TiH_2 .

При нагріванні гідрованого матеріалу у вакуумі концентрація водню в ньому буде знижуватися, тобто відбуватиметься зворотний процес – дегідрування, який є ендотермічним процесом. Дослідженню дегідрування гідриду титану присвячено ряд робіт, в яких визначено температурні інтервали десорбції водню при нагріванні гідриду в певних умовах, фазові перетворення, що відбуваються при цьому, та їх залежність від окремих факторів [28].

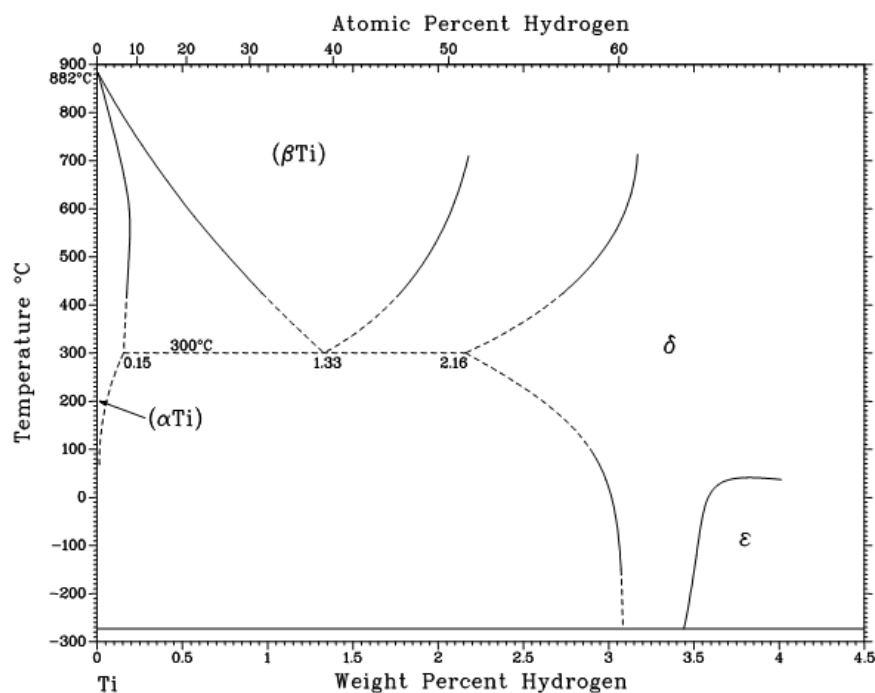


Рисунок 1.1 – Фазова діаграма титан – водень [29]

Для отримання порошку методом гідрування дегідрування використовують титанову губку, подрібнені злитки титану, а також титановий металобрухт в якості вихідної сировини [30, 31]. Процес гідрування, як правило, здійснюється з використанням печі періодичної дії, які можуть працювати у вакуумі так і водневих атмосферних умовах. Титан і титанові сплави легко піддаються гідруванню при атмосферному тиску водню і температурах нижче 800 °C. Нові способи гідрування були розроблені для створення дешевого порошку TiH за підтримки ADMA Products, Inc., де гідрований титан виробляється під час процесу Крола [32-34]. Титанова губка може бути гідрована в одній ємності після

циклу редукції/перегонки при охолодженні, щоб утворити гідрид титану [32]. Гідрид титану також можна одержати після видалення хлоридів магнієм [34]. Однією з переваг формування гідриду є те, що гідрид можна легко подрібнити до різних розмірів частинок в залежності від потреб які відносяться до титанового порошку. При отриманні титану зі злитків використовуючи різноманітні методи дроблення можливо також отримати різні розміри порошоків, але різко зростає вміст кисню в порошках. Головною перевагою порошку отриманого процесом гідрування є те, що він є відносно недорогим. Витрати на процеси гідрування та дегідрування додають лише помірну ціну вхідного матеріалу, а чистота порошку може бути дуже високою, якщо домішки сировини контролюються. Вміст кисню в порошку отриманого даним методом має сильну залежність від вхідного матеріалу, процесів обробки та питомої поверхні порошку [30]. Основні недоліки даного порошку включають в себе: морфологія порошку є нерегулярною, і цей процес не підходить для виготовлення порошкоподібних легованих порошоків.

Процес гідрування – дегідрування є добре відомим, комерційним способом виробництва порошку Ti. В роботі [35] крихкість гідрованого порошок використовують для покращення процесу змішування порошоків. Однак гідрований порошок Ti також може використовуватися в процесах консолідації порошкової суміші. Як було показано, використання гідрованого порошку у вигляді вихідної сировини призводить до зниження вмісту кисню в спеченому сплаві [36, 37]. Крім того, крихкість гідриду титану призводить до подрібнення порошку під час холодного ущільнення [24, 38]. Як було показано, це призводить до кращої вихідної щільності порівняно з аналогічним розміром і морфологією часток титанового порошку при використанні однакових тисків ущільнення. D.J. Paramore показав, що відносна вихідна щільність для компактів, отриманих з порошку TiH_2 і Ti з діаметром <44 мкм, дала теоретичну щільність 83 та 66% відповідно при тиску пресування 276 МПа та 87 і 73% при тиску пресування 414 МПа [39]. Відповідні щільності, про які повідомлялося в цьому дослідженні, враховували різні теоретичні щільності TiH_2 ($3,75$ г/см³) та Ti ($4,51$ г/см³).

Використання гідрованого порошку титану має давню історію. Перший патент на використання порошку гідриду титану в процесі спікання, поданий Gregory, відноситься до 1960-х років [40]. Цей патент описує спосіб, в якому порошок гідриду титану використовується у виробництві надпровідників на основі ніобію. Незабаром після цього в Механічному дослідному центрі армії Сполучених Штатів [41, 42] був розроблений спосіб отримання титанових сплавів та композитів із металевих матриць з використанням порошку гідриду титану. Цей процес отримав назву "decomposition powder metallurgy", і вперше була зареєстрована в 1970 році Greenspan та іншими як спосіб одержання титанових сплавів та композитних металевих матриць шляхом гарячого пресування [41].

Перший процес пресування гідриду титану для отримання Ті сплавів запатентовано Оbara в 1976 р. [43]. У цьому процесі спікання було проведено в атмосфері вакууму або інертному газі. Після цих новаторських публікацій та патентів було опубліковано та запатентовано широкий спектр процесів, які використовують порошок гідриду титану. Ці процеси включають в себе як пресування (гарячого пресування або HIP), так і методів холодного пресування, для виготовлення цілого ряду продуктів, включаючи сплави титану [38, 44-48], декоративні вироби з титану [49], і сплави пам'яті форми [50].

Починаючи з 2000 року значний обсяг робіт про вакуумне спікання порошків гідриду титану було виконано О.М. Івасишин і Д.Г. Саввакін [19, 23, 36, 51-56]. Було повідомлено, що суміш порошку гідриду титану з 10 мас.% порошку комплексної лігатури 60Al-40V дозволило синтезувати сплав Ti-6Al-4V з 98,5-99,5% щільністю в спеченому стані проти 90-95% при використанні металевого порошку титану [52]. Також було показано вплив типу легувальних елементів титанового сплаву Ti-6Al-4V на початкову та кінцеву густину і були проведені порівнюючі дослідження з використанням титанового порошку (рис. 1.2).

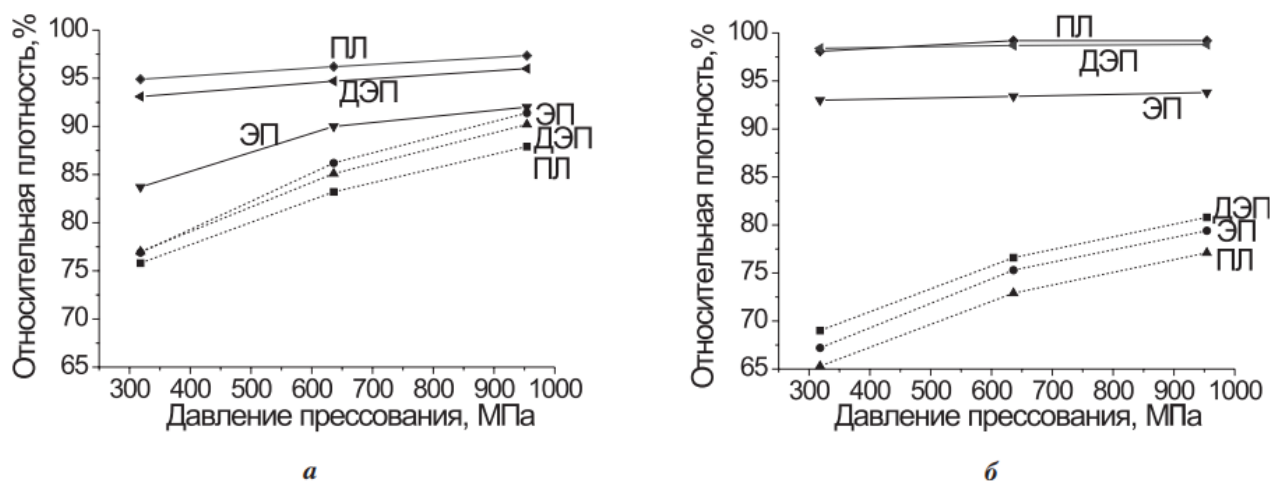


Рисунок 1.2 – Вплив тиску пресування на щільність пресованого (пунктирні лінії) та спекеного сплаву Ti-6Al-4V (суцільні лінії), з використанням титану (а) і гідриду титану(б) [57]

Також на даному рисунку показано залежність щільності від тиску пресування. Також в даній роботі автори дослідили на прикладі сплаву Ti-6Al-4V вплив вихідної концентрації водню в титановому порошку. Зміна вмісту водню відбувалась від мінімального значення, яке стабілізує незначну кількість гідриду, до максимального яке стабілізує ϵ -гідрид. Була визначена взаємодія як спресованих так і спекених матеріалів (рис 1.3). Показано, що матеріал з різним вмістом водню має протилежно різні механізми компактування. Збільшення вмісту водню у вихідних порошках призводить до підвищення кінцевої щільності незалежно від тиску пресування [57].

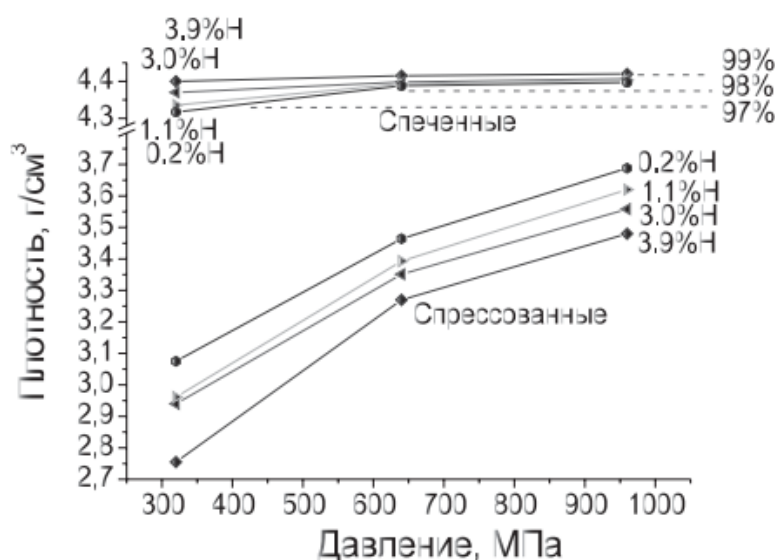


Рисунок 1.3 – Вплив вмісту водню у вихідних порошках на щільність сирих пресовок і спеченого сплаву Ti-6Al-4V [57]

Крім того, було повідомлено про те, що використання гідрованого титану для синтезу зразків дозволило отримати вміст кисню в межах 0,21 на відміну від 0,39% у випадку, коли використовується металевий порошок Ti [58]. Ця робота спричинила серію запатентованих процесів виробництва порошку гідриду титану, а також вакуумне спікання цих порошків для одержання титанових сплавів [37, 59-61].

Процес спікання, який використовується для одержання Ti-6Al-4V з гідрованого порошку у цих дослідженнях, використовується температурно-часових режимів, подібних до спікання металевого порошку (1200-1350 °C протягом 4 годин) [51, 62]. Тому, як очікується, цей процес спікання дозволяє отримати Ti-6Al-4V з пластинчастою структурою, дуже подібною до того, що досягається за допомогою типового пресу спікання титанового порошку змішаного з елементарними порошками або комплексними лігатурами відповідного сплаву. На рисунку 1.4 представлена мікроструктура Ti-6Al-4V, отримана вакуумним спіканням порошку гідриду титану змішаного з комплексною лігатурою 60Al-40V [62]. Дана мікроструктура складається з α -пластин порядку 100 мкм довжиною і шириною 10 мкм.

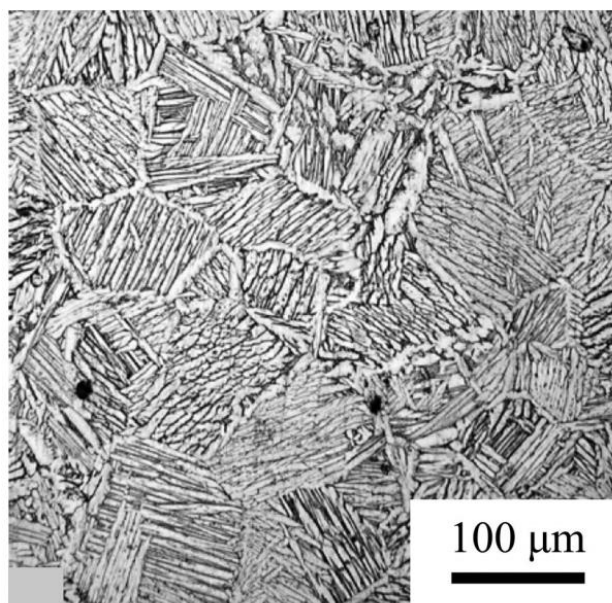


Рисунок 1.4 – Мікроструктура титанового сплаву Ti-6Al-4V, отриманого з використанням TiH_2 [62]

Починаючи з 2011 року Fang, Sun and Paramore розроблювався процес, що називається HSPT [24, 39, 63-66]. HSPT – це багатоступеневий процес безперервного спікання, в якому гідрид титану або частково гідрований порошок Ti змішують з лігатурами або елементними порошками і спікають в динамічно контрольованій атмосфері водню. Після спікання залишковий водень видаляють відпалом під вакуумом або інертним газом. HSPT використовує фазові перетворення в системах титан – водень для одночасного уточнення мікроструктури протягом термічного циклу. В декількох роботах описана детальна характеристика етапів обробки HSPT [65], а також удосконалена фазова діаграма (Ti-6Al-4V)-H та опису основних механізмів утворення мікроструктури. Даний процес був спеціально розроблений як недорогий метод для виробництва високопродуктивних титанових сплавів з деформованими мікроструктурами та високими механічними властивостями. Таким чином, ці дослідження були зосереджені на використанні комерційно недорогих методів порошкової металургії.

1.2 Металоматричні композиційні матеріали

Поняття «композиційний матеріал», або композит, сформувалось в середині ХХ століття, проте принципи створення таких матеріалів відомі з давніх часів. Даний термін був ведений матеріалознавцями для розуміння природи і відокремлення групи нових конструкційних матеріалів. Поєднання різних матеріалів забезпечує формування нового матеріалу, властивості якого досить відрізняються від властивостей кожної складової. Композиційними матеріалами називають багатокомпонентні матеріали, що складаються з пластичної основи (матриці) та наповнювача (армуючого компоненту), іншими словами це гетерофазні матеріали отримані як мінімум з двох компонентів які зберігають свою індивідуальність. Матриця забезпечує збереження необхідної форми та розмірів, зв'язує армуючі компоненти, володіє безперервністю та визначає технологічні параметри отриманого матеріалу. Наповнювач розділений в матриці, сприймає зовнішні навантаження і надає специфічні властивості композиту. Між матричним елементом і армуючим компонентом зберігається чітка границя розподілу [67].

Металоматричні композиційні матеріали – це композиційні матеріали в якості матричної фази в яких виступає метал або металевий сплав. Армуючими компонентами найчастіше виступають тонкодисперсні порошкові частинки або волокнисті матеріали різної природи. Привабливі фізико-механічні властивості, які можна отримати за допомогою металоматричних композитів (ММК), таких як високий питомий модуль, міцність та термічна стійкість, були достатньо описані в роботах [67-72]. ММК поєднують в собі металеві властивості (пластичність та міцність) з керамічними властивостями (висока міцність і високий модуль), що призводить до збільшення міцності, підвищенні експлуатаційних характеристик. Протягом останніх років збільшується інтерес до металоматричних композитів зі сторони аерокосмічної, автомобільної та інших галузей застосувань, внаслідок наявності відносно недорогих армуючих компонентів та розробки різних

технологічних підходів, що приводять до менш затратної та більш простої технології отримання ММК [73].

1.2.1 Основні технології виготовлення металоматричних композитів

Для виготовлення металоматричних матеріалів існує кілька методів, в даному випадку немає унікального й оптимального методу. Завдяки вибору матеріалу матриці та типам армуючих добавок технології виготовлення можуть суттєво відрізнятися. Як правило, існують два типи методів виготовлення: (1) Методи твердофазного виготовлення (гаряча прокатка, екструзія, вибухове зварювання та інші методи порошкової металургії. (2) Методи виготовлення з утворенням рідких фаз (лиття, лиття під тиском, методи інфільтрації, розпилення осадження та інші). Зазвичай методи виготовлення з утворенням рідкої фази є більш ефективним [74], ніж методом твердофазного виготовлення, оскільки твердофазна обробка вимагає більше часу.

При виборі металу (сплаву) для матриці важливе значення є те, що при навантаженні два компоненти працюють як одне ціле. В більшості випадків метал матриці передає навантаження на більш міцні армуючі елементи які у свою чергу досить крихкі, тому матричний матеріал повинен мати високі показники пластичності. Вибір відповідних матричних металів (сплавів) в основному визначається передбачуванним застосуванням композиційного матеріалу і вже до даного матеріалу підбираються відповідні зміцнюючі частинки.

В якості армування використовують високоміцні та високомодульні сполуки (карбіди, нітриди, бориди, силіциди, оксиди різних металів). Дані матеріали можуть використовуватися у вигляді довгих та коротких волокон, вусів, дисперсних частинок. Наприклад SiC застосовують у різних формах для армування алюмінієвих та магнієвих металоматричних композитів, волокнами вуглецю, кремнію зміцнюють алюмінієві, магнієві, мідні матриці [75]. Методи порошкової металургії дозволяють отримати матеріали які мають ступінь армування до 50% по об'єму, проте зазвичай ступінь армування не перевищує

25%, оскільки при високому армуванні різко знижується степінь в'язкого руйнування матеріалу.

Для отримання композитів з оптимальними властивостями між фаза взаємодія повинна бути обмеженою, оскільки інтенсивна взаємодія призводить до погіршення механічних властивостей композиційного матеріалу. При високих температурах на поверхні волокон композита протікають хімічні реакції. Якщо хімічна реакція зачіпає тонкий шар, то це навіть посилює зв'язок волокон з матрицею, але якщо шар робиться товщий, то продукти реакції можуть сильно послабити зв'язок, крім того, волокно може руйнуватися. Хімічна взаємодія може відбуватися як при виготовленні композитів, так і при їх високотемпературній експлуатації. Для того, щоб композит був стабільним при підвищених температурах його компоненти повинні бути хімічно сумісні. Поняття хімічної сумісності включає поняття термодинамічної і кінетичної сумісності.

Термодинамічна сумісність – це здатність матриці та армуючих елементів перебувати в стані термодинамічної рівноваги необмежений час при температурі отримання та експлуатації. Термодинамічно сумісні в ізотермічних умовах є обмежене число композиційних матеріалів, що складаються з компонентів, практично не розчинних один в одному в широкому інтервалі температур (наприклад, Cu-W). Більшість композитів складається з термодинамічно несумісних компонентів, для яких з діаграм стану можна визначити фазові рівноваги й спрямованість реакцій.

Кінетична сумісність – здатність компонентів перебувати в стані метастабільної рівноваги, контрольованої такими факторами, як адсорбція, швидкість дифузії, швидкість хімічних реакцій. Термодинамічно несумісні складові композиту в певних температурно-часових інтервалах з використанням нових оптимальних технологій можуть бути сумісні кінетично і досить надійно працювати. Поряд з хімічною сумісністю при створенні композиту важливо забезпечити і механічну сумісність тобто відповідність пружних констант, коефіцієнтів термічного розширення і показників пластичності компонентів, що

дозволяють досягти міцності зв'язку для передачі напружень через границю розподілу [76].

Існує декілька способів виготовлення металоматричних без утворення рідкої фази, серед них широко використовуються дифузійне зварювання та різноманітні методи порошкової металургії.

Методи дифузійного зварювання переважно використовуються для виготовлення безперервно армованих композитів. Технологічна схема виготовлення досить складна, листи металу, сплаву, а також армуючі волокна обробляються хімічно для активації та ефективної між фазної взаємодії. Волокна поміщають у фольгу або наноситься відповідні покриття (переважно використовується плазмоне напилення) і за заздалегідь зазначеною орієнтацією скріплюють за допомогою процесу пресування. Всі компоненти у готовому вигляді піддаються гарячому пресуванню і дифузійному зварюванню [73]. В наслідок відносно низьких температур тиск який використовується для посилення дифузійного з'єднання може спричиняти пошкодження. Переважно даний метод використовується з використанням в якості армування ниток карбіду бору та карбіду кремнію покритих нержавіючою сталю і матричним матеріалом такими як алюміній та титанові сплави [77]. Однак це є одним із найдорожчих способів виготовлення металоматричних композиційних матеріалів [78].

Технології порошкової металургії є найбільш часто використовуваними способами для виготовлення металоматричних композитів [79-81]. Порошкова металургія дозволяє використовувати як волокна так і дисперсні частинки у вигляді зміцнюючих елементів. Для виготовлення композитів створені суміші піддають гарячому пресуванню і спіканню після чого проводять додаткові операції порошкової металургії такі як: екструзію, прокатку, кування та інші) [78]. Порошкова металургія має багато переваг перед іншими методами виготовлення. В процесах використовуються нижчі температури ніж при інших методах, що дозволяє мінімізувати між фазні реакції, що у свою чергу призводить до поліпшення властивостей композитів. Методи порошкової металургії дозволяють отримати композиційні матеріали які не можливо отримати іншими методами.

Наприклад, SiC розчиняється в розплаві титанових сплавів [82], розчинення можна уникнути використовуючи методи порошкової металургії. Технологічні процеси, а також армуючі матеріали значно дешевші ніж для створення композитів іншими методами. Проте дані методи мають і свої недоліки, важко досягти однорідного розподілу і спрямованості (якщо вона потрібна) армуючих включень. Потрібно використовувати порошки високої чистоти й стежити за домішками в процесі виготовлення.

Останнім часом активно ведеться розробка методів лиття, не тільки металоматричних композитів, а переважно для інших цілей, але методи використовуються для виготовлення даного класу матеріалів. Основні труднощі при виготовленні металоматричних композитів полягають в необхідності змочуванні метричним металом армуючих включень і відсутності при цьому взаємодії між ними. Найбільш використовуваним способом є нанесення покриттів які захищають армуючі волокна (частинки) від хімічної взаємодії і збільшують їх змочуваність. Наприклад, волокна SiC покривають шаром вуглецю, що дозволяє значно підвищити змочуваність, але при цьому відбувається незначна втрата механічних властивостей. Технології виготовлення з утворенням рідкої фази дуже мало використовуються для отримання композитів з титановою матрицею через високу реакційну здатність титану.

Найпростіший метод називається змішення в розплаві, який складається з розмішування частинок (дисперсних частинок, вусів, волокон) в розплаві матричного металу і формування деталей по стандартні технології лиття [83]. При змішуванні важко отримати однорідний матеріал через різницю в густині між матрицею і включеннями. Якість змішування покращується якщо понизити температуру розплаву, внаслідок збільшується в'язкість матриці таку модифікацію називають реолиття [84].

В основі іншого методу рідкофазного виготовлення лежить процес просочення, в задану форму поміщають так звану преформу, а потім заливають розплавлений метал який просочує преформу. Якщо процес проводиться при атмосферному тиску, просочення відбувається за рахунок капілярних сил. Більш

часто даний процес використовується при підвищеному тиску, тоді просочення проходить більш швидко, проте тиск який прикладається повинен перевищувати сили поверхневого натягу розплавленого металу. Тиск зазвичай передається механічно або через газову фазу, про те існують і інші методи які використовуються значно рідше.

1.3 Титаноматричні композиційні матеріали

1.3.1 Вплив типу армуючих складових на структуру та властивості титаноматричних композитів

Титаноматричні композити (ТМК) є сучасними матеріалами виготовленими із титану або титанової матриці, яка зміцнена (армована) безперервними або перервними підкріпленнями. Титаноматричні композити по характеру армування поділяються на два типи безперервно армовані та дескретно армовані композити [85]. Титаноматричні композиційні матеріали мають високі значення міцності, відміну теплостійкості та захист від корозії. Звичайні металургійні процеси виготовлення злитків не підходять для виготовлення ТМК, оскільки титан і його сплави мають високу реакційну здатність. Тому перевага надається методам порошкової металургії, які дозволяють отримати титаноматричні композиційні матеріали без утворення рідкої фази.

В якості безперервного армування використовують джгути, тонку проволоку, волокна або монопіттики. Армування монопіттками саме важке в процесі виготовлення композити, вони є дуже чутливими до впливу на них матричного елементу, навіть не значна взаємодія значно зменшує властивості композиту. Проте дані композити мають краще властивості порівняно з іншими варіантами армування. Таким чином, необхідно ретельно вибирати систему армування-матриця, щоб між ними не відбувалась ніяка взаємодія. Якщо елементи даної системи є сумісно активними то на армуючі елементи наносять захисні покриття [86, 87]. Виготовлення даних композиційних матеріалів

переважно проводять методами гарячого ізостатичного пресування (ГІП), вакуумного гарячого присування (VHP), плазминого напилення, осадження з парової фази [88]. Вторичні методи обробки даних композитів є проблематичними через не можливість уникнути пошкодження армуючих елементів, тому отримання виробу майже кінцевої форми є одним із головних завдань. Механічні властивості безперервно армованих титаноматричних композиційних матеріалів значною мірою залежать від типу армуючого елементу (табл. 1) мають анізотропні властивості. Тобто вони проявляють більш високі значення міцності та жорсткості уздовж осі армування, в той час як поперечні властивості можуть бути навіть нижчі ніж у не армованого сплаву.

Таблиця 1.1. Властивості безперервних волокон [88]

Волокно	Модуль пружності, ГПа	Міцність, ГПа	Щільність, г/см ³	КТР, 10 ⁻⁶ /С
PAN Вуглецеві волокна	230	3,53	1,76	-0,41
Вуглецеві волокна	517	2,07	2,05	-1,46
Al ₂ O ₃ (99%)	373	3,2	3,8	8
Мононитки бору	400	3,6	2,57	4,5
Al ₂ O ₃ (100%)	470	3,5	3,98	9
Sigma 1140 (SiC)	400	3,2	3,4	4,5
Sigma 2156 (SiC)	410	3,4	3,4	4,5
SCS-6 (SiC)	380	3,45	3	4,1
SCS-Ultra (SiC)	415	5,86	3	4,1

Для зменшення вартості композитів армованих моноволоконном титанові композити армують нитками на основі волокон. Нитки з вуглецевих волокон і волокон оксиду алюмінію мають нижчу вартість від відповідних моноволокон. Вуглецеві волокна були відкинуті для створення титанових композиційних

матеріалів оскільки між ними досить активно протікає хімічна взаємодія. Нанесення покриттів стало важким завданням через геометричну форму нитки. Перевага відалась волокнам з оксиду алюмінію через їх близький коефіцієнт термічного розширення (КТР) з титаном. КТР є дуже важливим параметром при виборі арматури для будь-якого композиційного матеріалу. Зміни температури можуть викликати внутрішні напруження, які будуть створені в результаті диференціальних теплових скорочень (розширень) між різними складовими композиту.

Титанові композиційні матеріали армовані дискретними частинками більш популярні в порівнянні з безперервно армованими титановими композитами. Оскільки технологічні операції отримання більш прості та економічно вигідні, дані композити легко оброблюються, а також володіють ізотропією властивостей [89]. Попри всі переваги даного класу армування існують і проблеми у виготовленні даного класу ТМК. Все ще зберігається проблема вибору ідеальної армуючої фази, потрібно контролювати чистоту матеріалу матриці та частинок, оскільки багато елементів є нестабільними в титановій матриці. На кінцеві властивості титаноматричних композитів впливають багато факторів (тип волокна, метод виготовлення, метод обробки) які потрібно враховувати. Різні властивості ТМК композитів приведені в таблиці 1.2.

В якості ефективного армування титаноматричних композитів можуть виступати дані сполуки: Cr_3C_2 [90], TiC [91], TiN [92], TiO_2 [93], Si_3N_4 [94], SiC [95], TiB_2 , TiB [96, 97], Al_3O_2 [98], Zr_2O_3 [99], Ti_3Al , TiAl [100], Ti_5Si_3 [101], також ефективними чистими елементами є бор [102] та вуглець у різних своїх формах (наноалмази, вуглецеві нанотрубки, вуглецеві нанотрубки) [103-105] через часткову або повну реакцію між цими елементами та матрицею титану.

Таблиця 1.2. Механічні властивості титаноматричних композитів [106]

Волокно/ матриця	Вміст волокон, об. %	Метод виготовлення	Модуль Юнга, МПа	Межа пружності, МПа	Межа міцності на розтяг, МПа	Видов- ження, %
Ti	0	Плавка	108	367	474	8.3
TiC/Ti	37	Плавка	140	444	573	1.9
TiC/Ti	40-50	Індукційна плавка	-	-	1113	1-2
TiB-Ti ₂ C/Ti	15	CAS	137	690	757	2.0
Ti-6Al-4V	0	Гаряче пресування	-	868	950	9.4
TiC/ Ti-6Al- 4V	10	Гаряче пресування	-	944	999	2.0
SiC/ Ti-6Al- 4V	10	Гаряче пресування	-	-	655	0.16
TiC/ Ti-6Al- 4V	10	Холодне + гаряче пресування	-	792	799	1.1
TiC/ Ti-6Al- 4V	20	Холодне + гаряче пресування	139	943	959	0.3
TiB ₂ /TiAl	7.5	Екзотермічн а дисперсія	-	793	862	0.5
Ti-6Al-4V	0	IM	110	923	1000	10
TiB/Ti-6Al- 4V	3.1	IM	124	986	1076	10
Ti-6Al-4V	0	RSP	110	930	986	11
TiB/Ti-6Al- 4V	3.1	RSP	121	1000	1107	7
Ti-6Al-4V	0	Вакуумне гаряче пресування	120	-	890	-
Si/ Ti-6Al-4V	35-40	Вакуумне гаряче пресування	225	-	820	-
B ₄ C/Ti-6Al- 4V	35-40	Вакуумне гаряче пресування	205	-	1055	-

1.3.2 Основні методи одержання титаноматричних композитів

Всі методи порошкової металургії які використовуються для виготовлення титаноматричних композитів можна розділити на дві групи: *Ex-situ* та *In-situ* методи.

Ex-situ буквально означає «поза місцем збереження» в процесах виготовлення металоматричних композитів під цим терміном розуміють, що армуючі компоненти були утворені окремо від матриці композиту і ведені в матричну фазу.

Термодинамічно стабільна кераміка, така як SiC, TiC, TiB та ZrC має високі значення твердості та модуля Юнга і також відсутність реакційної здатності з титаном і його сплавами. Змішані порошки в процесі спікання не утворюють ніяких сполук, отже не існує ніяких змін в розмірах і морфології керамічних частинках до і після спікання. TiB є термічно стійким і має високу твердість і модуль Юнга [107]. Крім того, максимальна розчинність В в матриці титану ($<0,001\%$). Тобто частинки TiB поведуть себе стабільно в матриці ТМС під час високотемпературного спікання та гарячої обробки β -титанового сплаву (Ti-7Mo-4Fe-2Al-2V), армованого частинками TiB (20 об.%). Даний композит має відмінну статичну і динамічну міцність, модуль Юнга та зносостійкість. Зокрема, високотемпературна механічна міцність помітно поліпшується з додаванням TiB. Модифіковані ТМС цього матеріалу були використані для виготовлення автомобільних компонентів (вихлопних клапанів) Toyota Motor Corp.

Даним підходом також виготовляються композити з частинками SiC в матриці з титанового сплаву Ti-6Al-4V, всі порошки змішуються і консолідуються за допомогою процесу ЕСАР (інтенсивна пластична деформація). Проте в отриманому композиті присутні макро і мікро тріщини на частинках SiC. Також наявні пори навколо армуючої фази через їх слабку між фазну міцність (рис 1.5). Для даного класу композитів необхідні додаткові обробки (гаряче пресування, прокатка, гаряче штампування) для досягнення відповідних рівнів щільності ТМК[108].

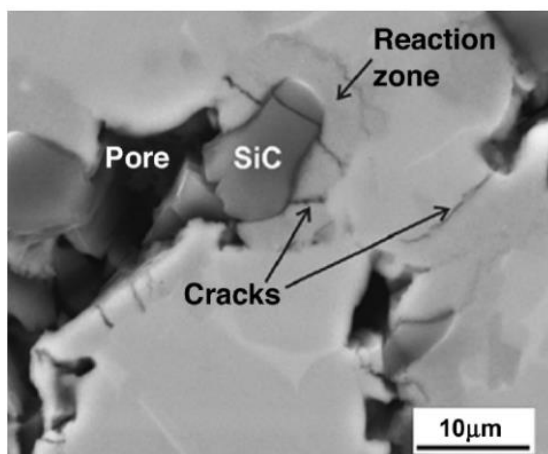


Рисунок 1.5 – Мікроструктура ТМК з частинками SiC отриманого методом ЕСАР (інтенсивної пластичної деформації) [108]

Характеристики високомодульних частинок, що використовуються в якості армування та однорідність їх розподілу в матриці ТМК мають значний вплив на механічні властивості титаноматричного композиту. Наприклад, ТМК з 10% TiC (спечений при 1230 °C) демонструє вищі механічні властивості ніж титановий сплав ВТ-6 отриманий ливарною технологією (таблиця 3). Крім того даний композит демонструє досить високі значення міцності на розрив при підвищених температурах [109, 110]. Проте в деяких роботах [111] повідомляється, що чистий титан та частинки TiC не є стабільними при високих температурах. При спіканні суміші порошків Ti-TiC (1375 °C) відбувається взаємодія і утворюються шари TiC_{1-x} навколо частинок TiC [111].

Таблиця 1.3. Механічні властивості титанового сплаву ВТ-6 та композиту на його основі з додаванням 10% TiC [110]

Властивості	Cerme Ti-C-10 (Ti-6Al-4V/10% TiC)	Ti-6Al-4V (ВТ-6)
Межа плинності (МПа)	1014	862
Межа міцності при розтязі (МПа)	1083	965
Модуль пружності (ГПа)	135	116
Тріщиностійкість (МПа)	40	80

З точки зору трибологічної ефективності додавання керамічних частинок є досить ефективним щоб контролювати процеси захоплення та зварювання через їх погану реакційну здатність особливо в умовах сухого тертя, а також для поліпшення зносостійкості та стабілізації коефіцієнта тертя [112]. Коефіцієнт зносу титаноматричного композиційного матеріалу армованого частинками TiC поступово зменшується, а їх трибологічні властивості зростають зі збільшення вмісту TiC. (рис 1.6). Проте дані композити поступаються іншим ТМК (Ti-TiB₂, Ti+Si₃N₄) це пояснюється тим, що армуючі сполуки TiB та Ti₅Si₃ утворюються в процесі синтезу титаноматричного композиту, за рахунок цього мають краще між фазне щеплення з матрицею, що дає змогу отримати кращі властивості в даному випадку при захисті від зносу.

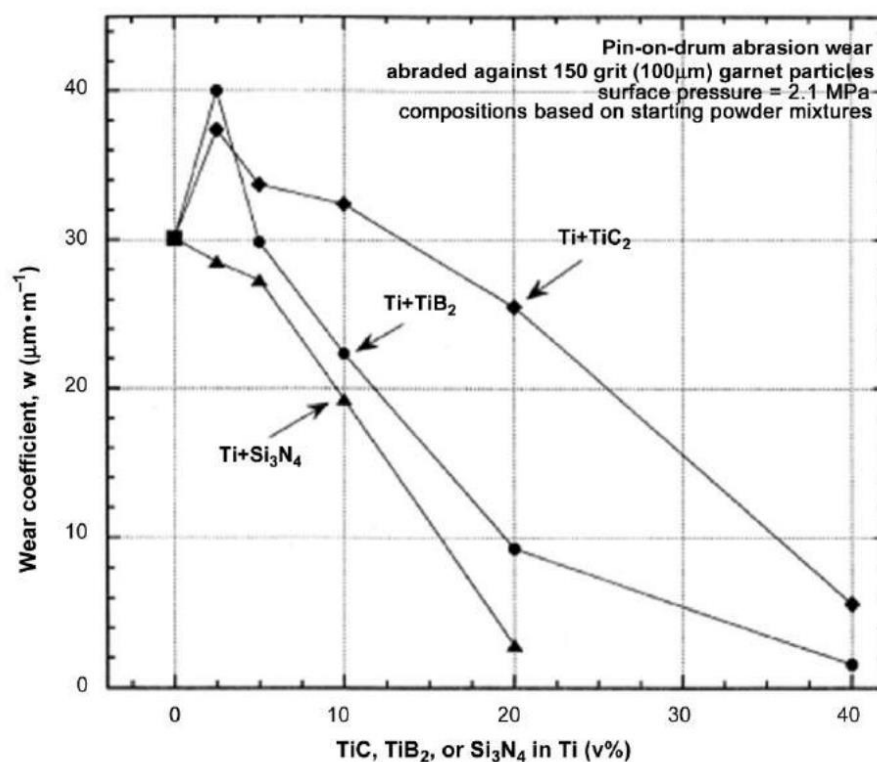


Рисунок 1.6 – Коефіцієнти зносу титаноматричних композитів (ТМК) [112]

Буквально вираз *In-situ* означає на місці. Даний процес заснований на тому, що утворення армуючої фази відбувається в матриці під час синтезу композиту.

В даному випадку висока реакційна здатність титанової матриці вже виступає плюсом, а не мінусом. Такі частинки як бор (В), вуглець (С), диборид

титану (TiB_2), нітрид кремнію (Si_3N_4), карбід хрому (Cr_3C_2), карбід бору (B_4C) реагують з титановою матрицею і утворюють *In-situ* частинки або голкоподібні включення в титановій матриці без утворення рідкої фази.

В роботах [113-116] показано, що при синтезі порошкової суміші титану з частинками карбіду бору B_4C останній легко вступає взаємодію з титановими частинками. Під час спікання синтезуються дві фази TiB_x і TiC_y , які розосереджені в матриці як армуючі частинки. Таке армування дуже ефективно підвищує механічні властивості титаноматричних композитів особливо при підвищених температурах. В таблиці 1.4 приставлений детальний вплив розміру вихідних частинок карбіду бору на механічні властивості та мікроструктуру ТМК. Використання менш дисперсних частинок B_4C призводить до поліпшення границі міцності так і видовження за рахунок відсутності сегрегованих кластерів та більш однорідності розподілу TiB_x і TiC_y . Менший розмір частинок B_4C також призводить до меншої дисперсності голок TiB в титановій матриці [122]. Також для композитів в яких матрична фаза складається з β -титанового сплаву та армуючих частинок TiB/TiC можливо провести термічну обробку старіння, що підвищує міцність даного композиту [117].

Таблиця 1.4. Механічні властивості композиційних матеріалів при кімнатній температурі [114]

Розмір частинок B_4C (мкм)	Механічні властивості			
	Границя міцності (МПа)	Відносне видовження (%)	Модуль пружності (ГПа)	Твердість HV (МПа)
3,5	817	0,55	140	452
0,5	950	0,64	142	581

У випадку з добавками у вигляді TiB_2 у титаноматричному композиті утворюються голко подібні TiB включення, які утворюються через твердофазну реакцію в процесі спіканні [118-122]. Включення TiB мають високий модуль Юнга (467 ГПа), рівномірний розподіл включень призводить до збільшення

модулю титанової матриці в якій модуль (110 ГПа) [121]. Загалом, морфологію і розподіл TiB включень важко контролювати, тому що при високій температурі спікання ріст TiB відбувається анізотропно протягом короткого часу. Крім того, TiB з низьким співвідношенням сторін може утворюватися при високій температурі спікання через високу швидкість реакції частинок бору з титановим порошком. Морфологія TiB більш ефективна для збільшення міцності, коли включення розташовані в одному напрямку. Як згадувалося вище, вуси ростуть анізотропно і випадково розпорошені в матриці [119]. Вторинні операції, такі як гаряче штампування та ущільнення, доступні для контролю мікроструктури, включаючи перестановку вузлів сильною пластичною деформацією [120]. Фактично, титаноматричні композити з TiB виготовлені методом екструзії демонструють розташування вусів, які повністю направлені вздовж напрямку екструзії, і це покращує як міцність на розрив, так і пластичність. Утворення *in-situ* голкоподібних TiB включень з порошків TiB_2 використовується для створення ТМК з матрицею титанового сплаву Ti-6.8Mo-4.2Fe-1.4Al-1.4V, шляхом комбінування процесу спікання, гарячої прокатки та гарячого кування. Даний композиційний матеріал показує високі показники границі міцності при розриві 1500-1800 МПа та високий модуль Юнга - 159 ГПа [122].

Частинки вуглецю мають високу реакційну здатність з титановими порошками під час спікання, щоб вільно утворювати *in-situ* TiC в матриці ТМК. Використання дрібніших частинок вуглецю призведе до утворення більш дрібних армуючих частинок TiC, отже, поліпшення механічних властивостей, коли вони рівномірно розподілені в титановій матриці, без сегрегації [123-126].

Технологія *in-situ* дозволяє в якості армуючих включень використовувати вуглецеві нанотрубки. В роботі [123] показано, що утворені TiC мають гарну когерентність з матрицею й ефективно переносять навантаження між матрицею і армуючими частинками в ТМК. Крім того, розмір частинок TiC постійний (0,5-1,5 нм) і не залежить від вмісту вуглецевих нанотрубок. Вони рівномірно розподіляються в вихідних порошках при змішуванні без утворення сегрегації. Даний титаноматричний композит виготовляють методом іскроплазмового

спіканням (Spark plasma sintering) з подальшою гарячою екструзією. Додавання 1% вуглецевих нанотрубок призводить до підвищення границі міцності більше ніж у 2 рази до 1179 МПа, проте зменшується видовження також у 2 рази до 15 % в той час як чистий титан має 30%, проте даного видовження достатню для багатьох технологічних застосувань даного композиційного матеріалу [123].

Один із варіантів ведення вуглецю є нанесення на поверхню сферичних титанових частинок нанопокриттів вуглецю (10-30 нм). Механічні властивості на стиск перевищують усі інші Титаноматричні композити, не зважаючи на те що це є бінарна сполука Ti-C, без будь-яких інших легувальних елементів [126]. Армування вуглецевими сполуками які розташовуються на границях зерен перешкоджає їх росту. Середній розмір зерна чистого Ti зменшується з 10,6 мкм до 7,4 мкм при армуванні 3% вуглецевими нанотрубками, крім того даний ТМК демонструє вищі значення твердості, що свідчить про позитивний ефект зменшення розміру зерен на механічні властивості композиційного матеріалу [124].

Автори роботи [125] дослідили за допомогою рентгеноструктурного аналізу, що розчинність вуглецю в титановій матриці при кімнатній температурі складає 0,05 % по масі. Вуглецеві нанотрубки і також сферичні частинки покриті вуглецевим нанопокриттям є досить дорогими тому для армування краще використовувати нанорозмірні частинки (250-300 нм) комерційного вуглецю. Також важливе значення на отримані властивості має і стан матеріалу основи. На рисунку 1.7 приставлені порівняння механічних властивостей не армованого титану з композитами з частинками TiC діаметром 2-3 мкм з використанням як губчатого титану і титану високої чистоти.

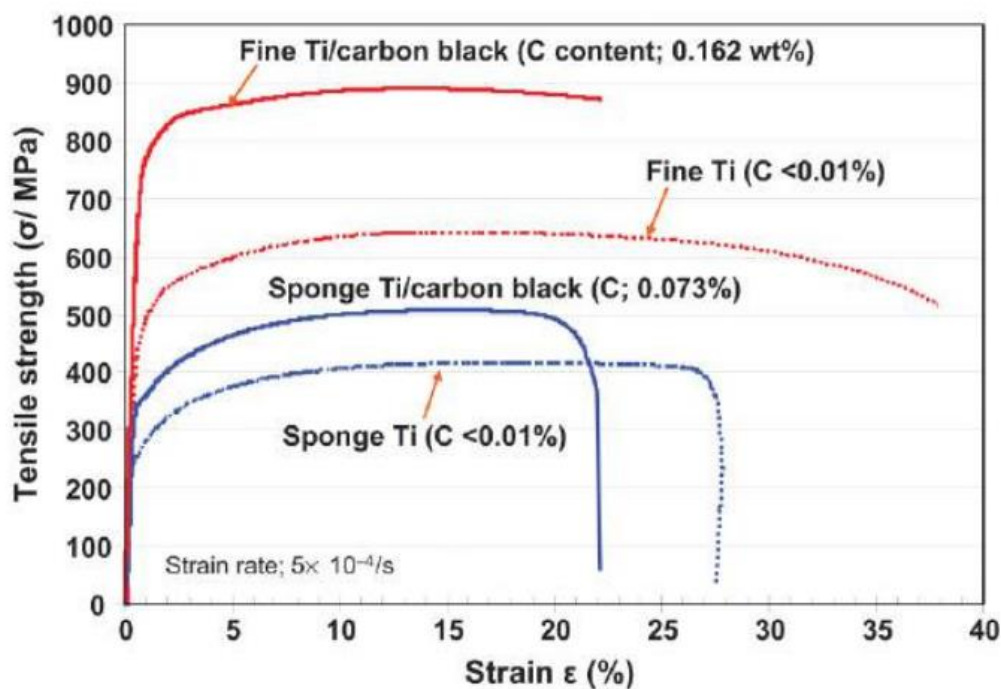


Рисунок 1.7 – Криві механічних характеристик для ТМК з TiC з використанням різного порошку титану [125]

В 1950-х роках появилися перші згадки про додавання бору в якості легувального елементу до титану для поліпшення жорсткості титанових сплавів. Фазова діаграма Ti-B (рис. 1.8) показує, що моноборид титану (TiB) термодинамічно стабільний як з α , так і з β фазами титану. TiB також має щільність і КТР, подібний до металевого титану, при цьому жорсткість і міцність істотно перевищують титан. Тому TiB ідеально підходить для зміцнення титанових матричних композитів. Проте введення TiB в титанові сплави складне. Додавання великої кількості TiB також сильно знижує пластичність. Внаслідок цього на той час дослідницька спільнота втратила інтерес до бору, як легуючого елементу для титану [127].

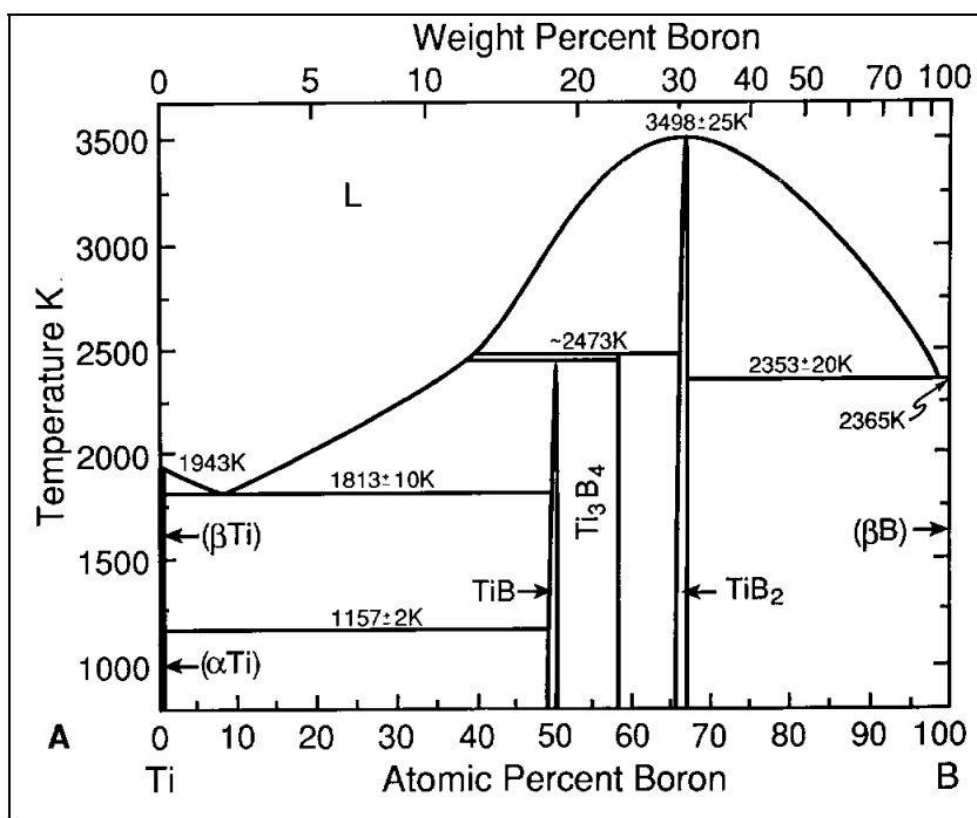


Рисунок 1.8 – Бінарна фазова діаграма стану Титан-Бор[127]

Цікавість до композитів титану модифікованих бором повернулась 1990-х роках через схожість коефіцієнтів щільності та теплового розширення. Компанія Toyota початку 2000-х років перейшла на виробництво впускних і випускних клапанів двигуна Toyota Altezza з композиційного матеріалу Ti-TiB, що дозволило зменшити вагу і затрати на виробництво [128]. Далі аерокосмічна промисловість, прагнучи до більш міцних і легких матеріалів, розпочала дослідження композитів Ti-B.

Бор і титан мають атомний коефіцієнт радіусу 0,66. Відповідно до правила Hume-Rothery, взаємна розчинність обмежена. Тому бор не розчиняється в титані, але утворює TiB (TiB_2 , Ti_3B_4 при підвищених дозах бору) [129]. Між Ti і Ti-B не утворюються проміжні фази. При заевтектичних композиціях (більше як 8 ат.%) B TiB утворює довгі монокристалічні голки у матриці Ti. Голки TiB діють як підсилення, що збільшує жорсткість і міцність титанової матриці [130].

Dynamet Technology Inc. [110] розробив фірмову технологію виготовлення композиційних матеріалів з титанової матриці зміцненої карбідами титану або

боридами титану, матеріалами CermeTi®. Процес включає змішування порошків і холодне ізостатичне пресування у багаторазовому еластичній формі для отримання компактного матеріалу. Цей компакт спікається у вакуумі з подальшим гарячим ізостатичним пресуванням (рис.1.9). TiC та TiB₂ використовуються як добавки, карбід титану стабільний при спіканні та операції ГП, а частинки TiB₂ реагують з титаном, що призводить до in-situ процесу утворення зміцнюючі частинок TiB. За аналогічною технологічною схемою були виготовлені клапани компанії Toyota. Була додана операція індукційного нагріву і висаджування головки клапана з наступним куванням, після всіх обробок був проведений відпал який дозволив корегувати мікроструктуру [131].

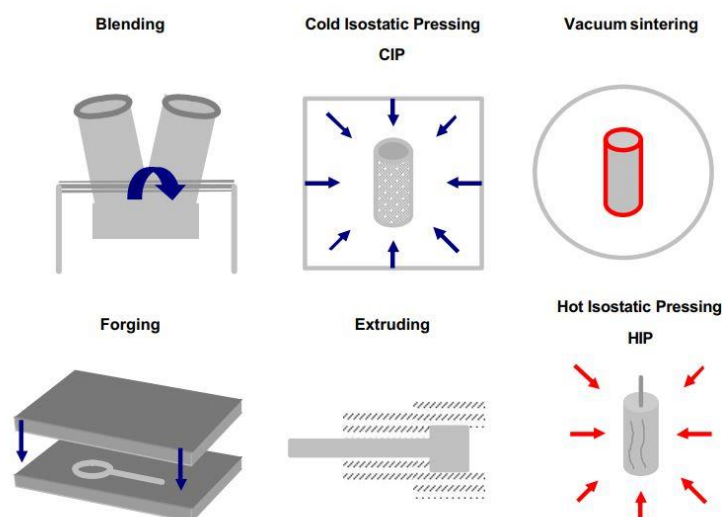


Рисунок 1.9 – Схема технологічного процесу отримання композитів [110]

Також в даний період був розроблений процес отримання композитів Ti/TiB за допомогою процесів механічного легування. Початкові порошки тривалий час перемішуються. Отриману суміш розмелюють в процесі відбувається деформація, зварювання та руйнування частинок порошку. Коли дана технологія використовується для титану та його сплавів, контроль над атмосферою є критичним, тому дуже важливим є хороший контроль над середовищем розмелювання. Цей процес був використаний для виробництва композитів Ti /

TiB [132]. TiB_2 вводять у порошки титану або титанового сплаву, змішувалися та розмелювалися. Потім суміш порошоків піддавалась гарячому ізостатичному пресуванню, а TiB_2 реагує з порошком титану або титанового сплаву утворюючи підкріплення TiB. Подальша термічна обробка також застосовується для забезпечення повного перетворення в TiB [132].

Незважаючи на те, що підкріплення TiB можна одержати шляхом додавання або B, або TiB_2 , диборид титану вважається більш доцільним для процесу механічного легування, що обумовлено переважно низьким вмістом кисню. Крім того, така матриця, як Ti-6Al-4V, вважається занадто жорсткою, тому не добре поєднувалася ні з бором, ні з TiB_2 . Рекомендується використовувати менш міцні матриці, такі як комерційний чистий титан. Проте, порівнюючи механічні властивості обох матричних матеріалів, сплав Ti-6Al-4V без будь-якого підкріплення показує більш високі властивості (на 70% вище), ніж ті, що має чистий титан. Тому виникають сумніви в досяжності властивостей композиту з матрицею з технічно чистого титану.

1.3.3 Функціонально градієнтні матеріали на основі титану

Функціонально градієнтні матеріали (ФГМ) – матеріали, які мають постійно чи дискретно різноманітні механічні та термічні властивості у певному напрямку. В ідеалі, змінюючи склад з однієї поверхні в іншу, можна створити матеріал, придатний для конкретного застосування. Цей тип матеріалів вперше був запропонований в Японії в 1987 р. Були виготовлені матеріали для космічної галузі, які можуть надійно працювати в комбінації термічних і механічних навантажень.

Як правило, ФГМ виготовлені з металу та кераміки на протилежних поверхнях матеріалу з проміжними зонами. В даний час використовується функціонально градієнтні матеріали системи титан/моноборид титану (Ti/TiB). Цей матеріал має бажані властивості кераміки, такі як твердість, корозійна стійкість і висока температура плавлення, одночасно не втрачаючи необхідних

властивостей металевого титану, таких як міцна в'язкість на злам, оброблюваність та зварюваність.

Однією з найважливіших областей дослідження є сам процес виготовлення функціонально градієнтних матеріалів. На даний момент існує безліч варіацій створення даного класу матеріалів таких як: методи порошкової металургії, термічне розпилення, хімічне осадження та інші. Проте метод порошкової металургії найчастіше використовується завдяки можливості формування різної форми, здатності контролю складу і мікроструктури і водночас властивостей.

Для виготовлення не значних за розміром ФГМ методами порошкової металургії зазвичай використовують високо інтенсивні методи змішування кожного із шарів подальшим формуванням градієнтного матеріалу і спіканням його під тиском [133,1134]. В роботі [1135] чотирьох шаровий матеріал був виготовлений методом Spark plasma sintering (SPS). Даний метод є варіацією спіканням під тиском.

Процеси створення більших зразків за розміром тільки ускладнюються. Так в роботі [136] кожний шар формується окремо і розміщуються в відповідній послідовності на верху комерційно чистої металевої пластини титану. Зібраний багатошаровий виріб піддають гарячому пресуванню при 1580 °K при тиску 14 МПа. Для полегшення ущільнення при цій температурі до вихідних порошків додають зв'язку, що містить нікель. Цей матеріал створює рідку фазу при 1215 °K, що прискорює процес спікання і реакцію титану та TiB_2 . Отриманий FGM складається з семи шарів, починаючи від чистого Ti з одного боку до 85% TiB з іншого. Матеріал не показує чітку і виразну межу розділу між шарами.

В роботі [137] покроково засипали порошкові суміші з різним вмістом TiB_2 в графітову пресформу розділяючи їх тонкою титановою фольгою для запобігання змішування різних шарів. Були отримані різні за концентрацією функціонально градієнтні матеріали (рис 1.10).

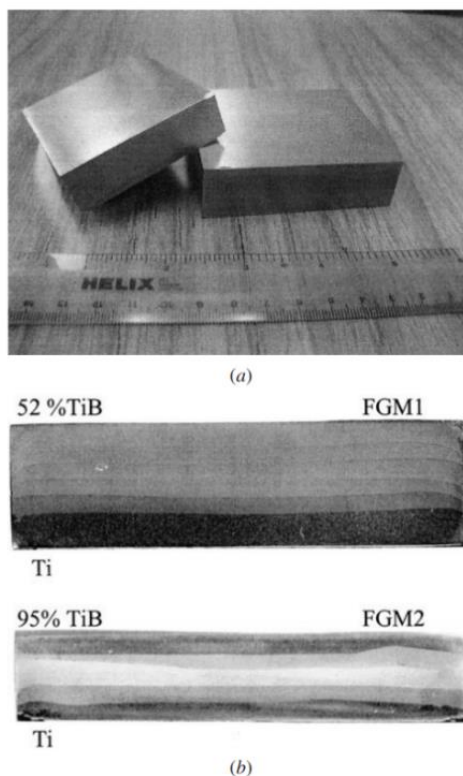


Рисунок 1.10 – Зразки ФГМ різного складу: а - загальний вигляд, б - структура [137]

Не зважаючи на процеси гарячого пресування дані композиційні матеріали мають пористість від 2,5 до $>1\%$ в залежності від складу [133-137]. В залежності від вмісту і розподілу частинок TiB_2 в матричному матеріалі відбувається не рівномірний ріст голок TiB в матриці, тобто утворення кластерів з монобориду титану [135, 137].

Висновки та постановка завдань дослідження

Виходячи з аналізу літературних даних можна зробити висновок, що титанматричним композитам з року в рік приділяється все більше уваги. В якості армуючої добавки в титан або його сплави використовують безліч високомодульних сполук: Cr_3C_2 , TiC , TiN , TiO_2 , Si_3N_4 , SiC , TiB_2 , TiB , Al_3O_2 , Zr_2O_3 , Ti_3Al , TiAl , Ti_5Si_3 . Проте найоптимальнішим варіантом армування є TiB та TiC , які можна додавати у вихідну шихту в різному вигляді. Більшість методів

виготовлення титаноматричних композитів базують на методах порошкової металургії, проте це не дозволяє знизити вартість даного класу виробу оскільки використовуються високо затратні методи та багато стадійні процеси. Інша проблема це знижені пластичні характеристики композитів за рахунок абсолютно крихких включень і залишкової пористості, тому і використовують безліч процесів для заліковування останньої. Перехід до більш дешевої сировини й простіших методів виготовлення розширить межі використання титаноматричних композитів.

Виходячи з вище сказаного була сформульована **мета** – встановлення загальних закономірностей формування структури та властивостей титаноматричних композитів різних компонентних груп на основі порошків гідриду титану з високомодульною армуючою складовою та удосконалення технології отримання матеріалів даного класу з високим комплексом механічних та експлуатаційних характеристик.

Для виконання поставленої мети були сформульовані наступні задачі:

1. Провести порівняльне дослідження впливу типу вихідних титанових порошків на особливості структуроутворення та властивості спечених титаноматричних композитів.
2. Дослідити вплив типу армуючих компонентів на структуру та властивості спечених титаноматричних матеріалів. Встановлення впливу порошків шихти на структуроутворення та усадку титаноматричних матеріалів.
3. Дослідити вплив гарячого штампування на структуру та властивості титаноматричних композитів з високомодульними присадками різних компонентних груп.
4. Провести дослідження впливу компонентного складу та технологічних режимів виготовлення на структуру та властивості спечених шаруватих металоматричних композитів.
5. Провести дослідження основних функціональних властивостей та розробити рекомендації щодо технологічних параметрів отримання титаноматричних композитів різних компонентних та функціональних груп.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Вихідні матеріали

В якості основного компоненту застосовувалась титанова губка марки ТГ-110 Запорізького титано-магнієвого комбінату. Титанова губка наводнювалась по технологічній схемі, наведеній на рис 2.1. Губка ТГ-110 нагрівалась у вакуумній печі до 850 °С, під час чого відбувалося розчинення оксидної плівки на поверхні, що дає можливість для водню вільно проникати в глибину титану. Після даного етапу проводилось охолодження до 650 °С і створення в камері тиску 0,2-0,7 атм. водню з витримкою при даній температурі 30 хв. Далі відбувалось покрокове зниження температури кожні 30 хв на 50 °С до досягнення температури 400 °С. Дана технологія дозволила отримати однофазний гідрид титану TiH_2 в якому концентрація водню складала 3,5 % мас., (рис. 2.2).

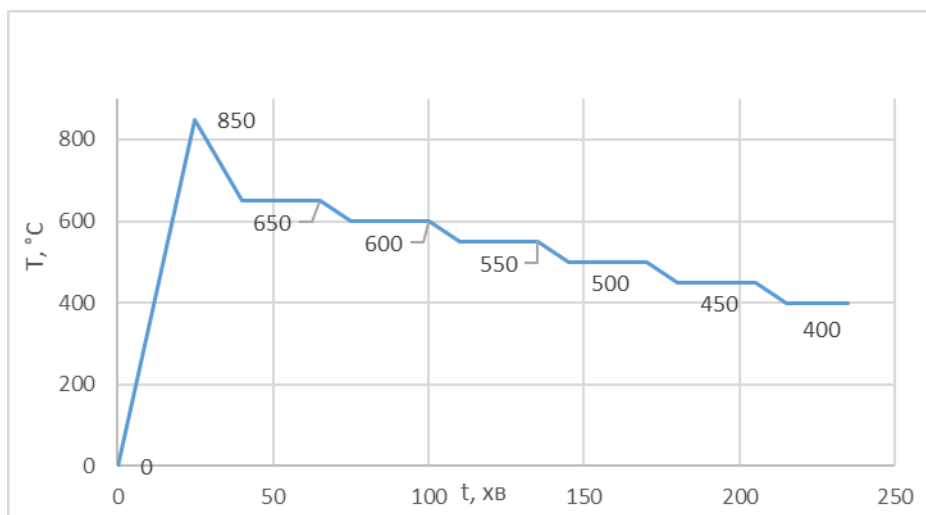
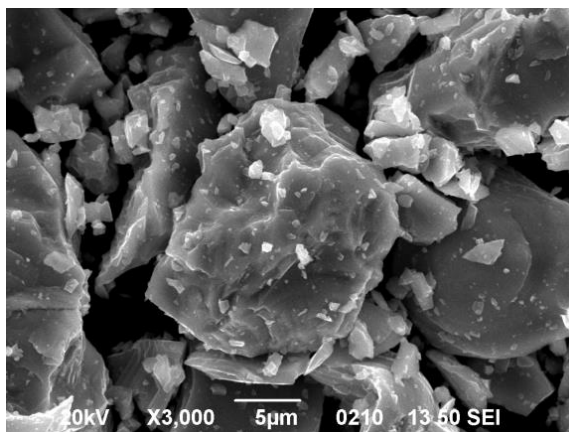


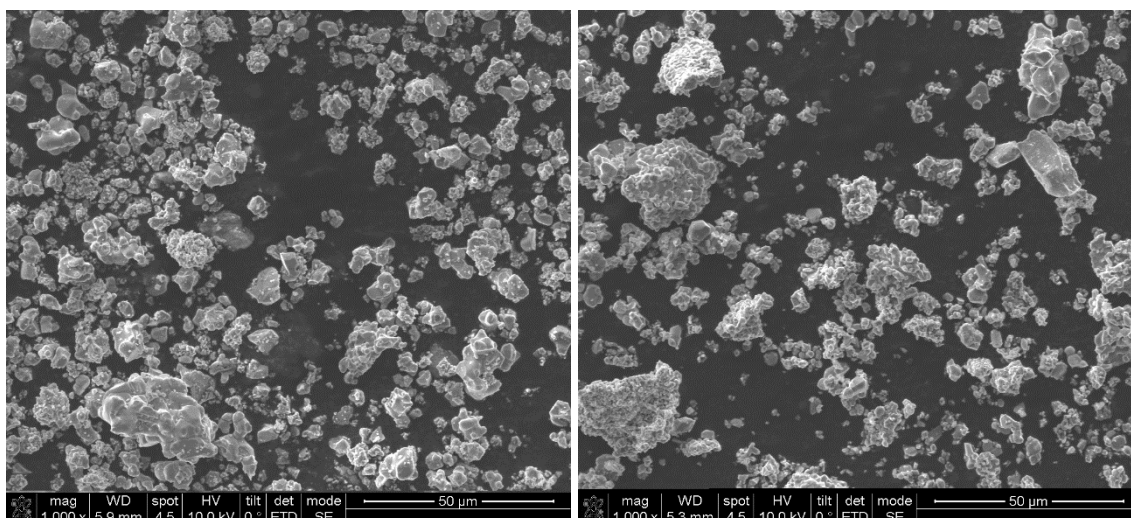
Рисунок 2.1 – Схема наводнення титанової губки до однофазного гідриду титану

Для створення композиційного матеріалу використовували порошки аморфного бору чистотою 98,9 %, дибориду титану (ТУ 6-09-03-7-75)

синтезованого в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, карбіду бору промислового виробництва (ТУ 24.1-00222226-047-2005), аморфного бору марки Б-99В (ТУ 1-92-154-90) та карбіду титану (ТУ 1595-001-75420116-2005) (рис. 2.2).



а



б

в

Рисунок 2.2 – Морфологія вихідних порошків: а- TiH_2 , б- TiC , в- TiB_2

Для створення титанових сплавів в якості основи композиційного матеріалу використовувалися лігатури, виплавлені в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України методом дугової плавки в аргоні із суміші елементарних порошків відповідних елементів.

2.2 Технології отримання титаноматричних композитів різних функціональних груп

Загальна технологічна схема отримання матеріалів за порошковою технологією, яка була використана в роботі, наведена на рисунку 2.3. Вона включає отримання відповідних порошків, їх дозування в залежності від заданого складу, досягнення однорідності суміші, двостороннє пресування при кімнатній температурі і високотемпературне спікання.

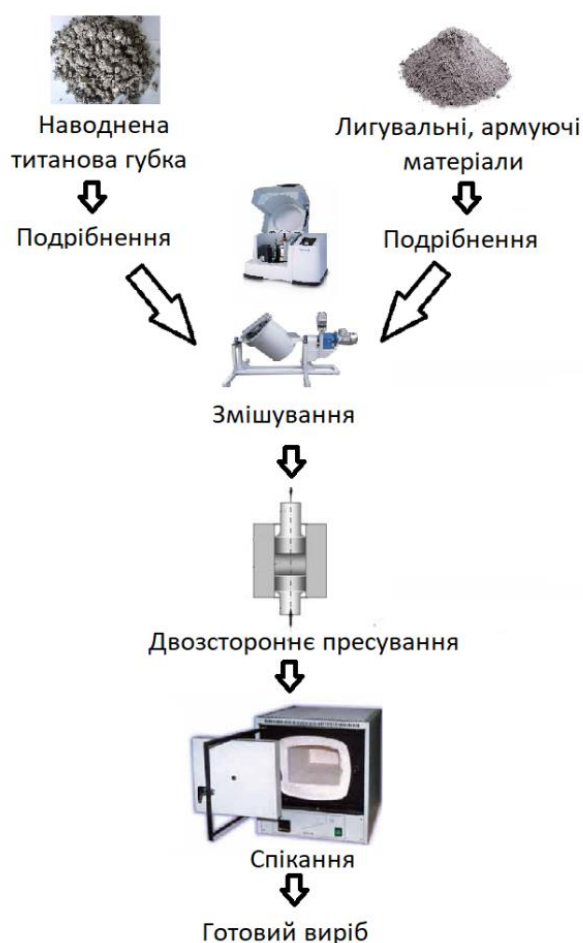


Рисунок 2.3 – Загальна технологічна схема

Наводнена титанова губка має великий розмір тому, спершу проводилось подрібнення гідриду титану. Лігатури і високомодульні сполуки також піддавалися подрібненню до відповідних розмірів. Процес розмелу проводився в

планетарному млині Retsch PH100 в титановому барабані із титановими кулями для гідриду титану, а лігатура та високомодульні сполуки розмелювалися в сталевому барабані зі сталевими кулями (для запобігання процесу намолю куль і барабана). Міскість барабана складає 250 мл, швидкість обертання 650 об/хв, діаметр титанових та сталевих куль – 14 мм. Гідрид титану подрібнювався протягом 15 с, інші матеріали в інтервалі 120 – 300 с.

Переважає більшість матеріалів, що використовувалися в роботі є крихкими, тому після розмелу мають оскольчасту форму. Ситовий аналіз не дозволяє точно визначити гранулометричний склад, через отвори сита проходять частинки різної форми і розмірів, що тільки в одному напрямку відповідають розміру отвору сита. Для коректного визначення розподілу частинок за розмірами, порошки піддавалися аналізу на лазерному аналізаторі Malvern MasterSizer 2000 Hydro. Для визначення розміру та розподілу частинок у дистильовану воду додається досліджуваний порошок до утворення в дистилаті суспензії відповідної концентрації, яка визначається і контролюється аналізатором і програмним забезпеченням, дана суспензія піддається дії ультразвуку для уникнення утворення конгломератів частинок і пропускається через оптичний елемент аналізатора через який проходить лазерний промінь. В основі дослідження частинок лежить принцип розсіювання лазерного променя під час проходження через суспензію. Дифракція лазерного променя на певні величини фіксується детекторами та програмним забезпеченням. Як відомо кожен матеріал має різну відбиваючу здатність. Особливості кожного матеріалу мають важливе значення тому задуються і контролюються програмним забезпеченням. Malvern уявно представляє кожен частинку як сферичну і дозволяє визначити коефіцієнт сферичності. Наприклад, частинка циліндричної форми з діаметром 40 мкм та довжиною 80 мкм, яка без проблем просіялась через сито з розміром в 40 мкм ідентифікується програмою як частинка з діаметром 60 мкм. Можливості приладу дозволяють вимірювати частинки від 0.1 до 2000 мкм та визначення середнього розміру з точністю $\pm 1\%$. Проведення гранулометричного аналізу

відбувалося на декількох проб кожного досліджуваного матеріалу, проводилось по шість вимірів для кожної проб.

Дозування вихідних матеріалів проводилось на лабораторних вагах. Для отримання повністю рівномірного розподілу компонентів шихти один в одному, проводили їх змішування. Порошкові суміші різних складів змішували в змішувачі типу «п'яна бочка», який представляє собою циліндричну ємність, вісь обертання якої перетинає вісь циліндра під кутом 45° . При обертанні ємності завантажена в ню шихта циклічно падають від одного торця ємності до іншого добре перемішуючись.

Об'єм пресовки визначається виходячи з розмірів пресформи для циліндричних і прямокутних зразків.

Отримані наважки присувались в компактні зразки циліндричні 10×12 мм і призматичні $10 \times 10 \times 55$ мм на гідравлічному пресі при тиску 640 МПа при кімнатній температурі шляхом двостороннього пресування в розбірних прес-формах. Для циліндричних зразків пресформа складається з трьох секційної конусоподібної матриці, що знаходиться в бандажі з відповідним отвором під матрицю. Для призматичних зразків використовувалась аналогічна конструкція тільки з двома секціями. Дана розбірна конструкція прес-форми дозволяє проводити процес вилучення компактованого зразка з прес-форми шляхом випресування з бандажу матриці і подальшому розбору секцій. Цей підхід дозволяє уникнути процесу випресування зразка шляхом виштовхування його пуансоном з матриці, що дає можливість уникнути тертя пресованого зразка об стінки матриці в результаті дії бокового тиску. Явища при випресуванні мають негативний ефект на міцність компактованого зразка. Дана конструкція дозволяє уникнути тертя між матрицею і компактованим зразком під час видалення його з пресформи шляхом чого можна зменшити тиск пресування. Циліндричні зразки більшої форми (40×20 мм) пресували в нерозбірній прес-формі.

Спікання компактів проводили у вакуумних печах СШВЕ-1,25/25-И2 та СНВЛ-1.3.1/16М2 у залишковому вакуумі 10^{-3} МПа та швидкістю нагрівання $7^\circ\text{C}/\text{хв}$. Температура нагрівання і час ізотермічної витримки визначався в

залежності від складу композиційного матеріалу і від конкретно поставлених задач. Час спікання не перевищував 4 год, а температура 1250 °С. Матеріал після процесу ізотермічної витримки охолоджувався у вакуумі разом з піччю.

Підготовка зразків до гарячого штампування полягає переважно в захисті їх від окислення. Для захисту наносилися скляні покриття у вигляді порошків. Суміш складалась із 70 % порошку скла і 30 % бури ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), дана суміш порошків змішувалась і розводилась за допомогою рідкого скла (силікатного клею). Покриті зразки піддавалися сушці для видалення вологи з утвореного покриття. В результаті отримувався білий крихкий шар навколо зразків.

Зразки з даним покриттям поміщалися в лабораторну піч шахтного типу і нагрівалися до температури 1100 °С з витримкою 10 хвилин, в камеру печі подавався інертний газ аргон для мінімізації взаємодії титану з атмосферними газами. В процесі нагріву відбувалося плавлення покриття з утворенням скла яке покривало титанові зразки. Процес штамповки відбувався в напівзакритому штампі (рис. 2.4) на дугостаторному пресі ФА-1732. Отримані зразки після процесу гарячого штампування поміщалися і охолоджувалися в піщаній засипці до кімнатної температури.

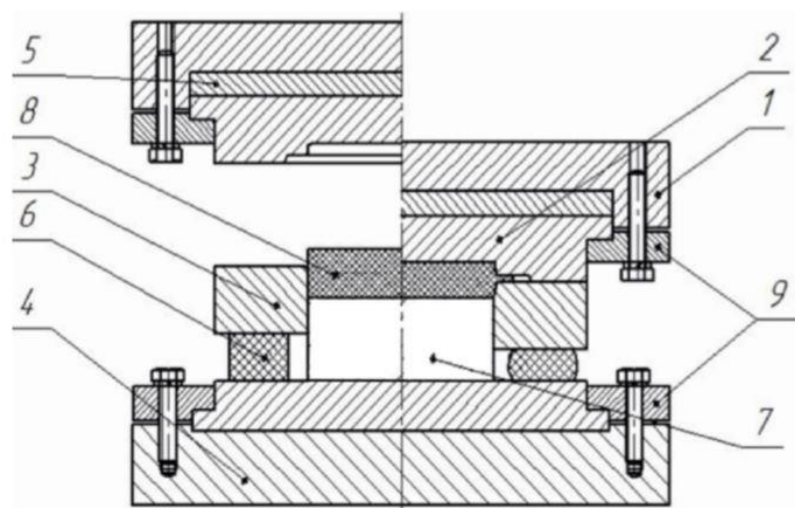


Рисунок 2.4 – Напівзакритий штамп для гарячого штампування: 1 – верхня плита; 2 – верхня на пів матриця; 3 – нижня на пів матриця; 4 – нижня опорна плита; 5 – опорна пластина; 6 – пружний елемент; 7 – нижній пуансон; 8 – заготовка під штампування; 9 – верхній і нижній кріпильні фланці

Гаряче пресування композиційних матеріалів проводилося на гідравлічному пресі при навантаженні в 120 тон. Перед операцією гарячого пресування плити нагрівалися до температури 1000 °С з витримкою 10 хвилин.

2.3 Методика дослідження структури, фазового та хімічного складу композитів та їх фізико-механічних властивостей

Густина композитів до спікання і після спікання ρ (г/см³) вивчалась методом гідростатичного зважування в дистильованій воді на лабораторних вагах «RADWAG» з точністю до 0,0001г. Відносну густину у свою чергу та об'ємну долю пор визначали зі значень вимірної густини й теоретичної для відповідного складу матеріалу.

Для визначення густини досліджуваний зразок спочатку зважується на повітрі, а потім у рідині (дистильована вода). Експериментальна густина розраховується по формулі:

$$\rho = \frac{m_1 \cdot \rho_p}{m_1 - m_2}$$

де m_1 - маса зразка на повітрі; m_2 - маса зразка в рідині при температурі t , ρ_p , — густина рідини при температурі t .

Мікроструктура матеріалу, об'ємну долю і морфологію залишкових пор, а також їх рівномірність розподілу по об'єму композиту досліджували за допомогою оптичної мікроскопії (Olympus IX-70) та скануючої електронної мікроскопії (TESCAN VEGA 3). Металографічні шліфи виготовлялися механічним шліфуванням з наступною операцією полірування на суспензії з Al₂O₃ з використанням обладнання Struers LaboPol-21 та LECO Spectrum System 1000.

В пористих зразках під час процесу шліфування і полірування відбувається накопичення абразивних частинок та іншого бруду в порах і порожнинах матеріалу. Тому зразки піддавались ультразвуковій обробці в дистильованій воді,

що дозволяє очистити поверхню шліфів від забруднення. Щоб виявити структуру фазових складових і морфологію окремих складових композиційного матеріалу поліровані шліфи травили травником Кролла: 1-3 мл HCl, 4-5 мл HNO₃, 95 мл H₂O.

Скануючий електронний мікроскоп (TESCAN VEGA 3) має в наявності стандартний детектор вторинних електронів (SE - secondary electrons), що дозволяє отримувати зображення з топографічним контрастом. Також має в наявності детектор відбитих електронів (BSE - backscattered electrons) призначений для отримання зображення з інформацією про варіації складу на основі контрасту за середнім атомним номером. Також на мікроскопі встановлений детектор та програмне забезпечення компанії Bruker, що дозволяє визначати хімічний склад матеріалу як по об'єму так і локально, а також дозволяє будувати «карти» розподілу хімічних елементів. В якості джерела електронів виступає вольфрамовий термо-катод. Дослідження зразків проводиться в режимі високого вакууму 10^{-3} Па.

Рентгенівські дослідження визначення фазового складу порошків та композиційних матеріалів проводились на дифрактометрі RIGAKU ULTIMA-3M. В рентгенографічних дослідженнях використовувались $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ – випромінення ($\lambda_{\text{CuK}\alpha 1} = 0,154187$ нм), графітовий монохроматор, методика “ θ -2 θ ” (крок пересування детектора $0,02^\circ$). Дифрактограми обробляли з використанням пакету програм RIR та Рієтвельда.

Для дослідження фізичних процесів, що відбуваються при нагріванні пресованих порошкових сумішей, автоматизований дилатометричний комплекс (АДК) із мас-спектрометричною приставкою [138] (рис.2.5). В камері нагрівання за допомогою турбомолекулярного насосу створюється залишковий вакуум 10^{-3} Па. Нагрівання зразків відбувається в температурному інтервалі до 1350°C і швидкістю до $15^\circ\text{C}/\text{хв}$. Під час процесу нагрівання зразка в камері за допомогою комплексу відстежується не тільки за зміною його лінійних розмірів при консолідації, дегідруванні, фазових перетвореннях, термічних ефектах зразка, але і процеси газовиділення із досліджуваного зразка. Мас-спектрометр веде контроль

за зміною тиску та проводить обчислення для повного спектру, із наперед встановленим і визначеним інтервалом мас, і також можливе відстеження 9 мас одночасно. Отримані дані переводяться в графічні залежності газовиділення та нагрівання. Для отримання більш наочної залежності газовиділення від температури дані графіки зіставляються.

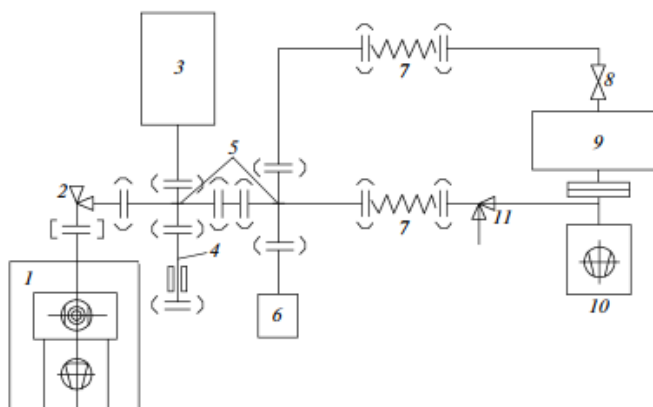


Рисунок 2.5 – Блок схема автоматизованого дилатометричного комплексу з мас-спектрометричною приставкою [138]

Основні вузли конструкції даного приладу є: 1 – вакуумний пост TSH 065D; 2 – кутовий клапан Ду40; 3 – камера з нагрівачем; 4 – дилатометричний модуль; 5 – вакуумні хрестовини Ду40; 6 – вакуумний датчик; 7 – сільфонні патрубки; 8 – голкоподібний натікач; 9 – камера з мас-аналізатором; 10 – насос НМД-016; 11 – вентиль Ду16.

Вміст кисню та водню в зразках вимірювався на установці ELTRA OH 900 (рис.2.6). Принцип дослідження дозволяє працювати в широкому діапазоні вимірювань. Зразки для дослідження зважуються і вносяться в програмне забезпечення, потім поміщається в механізм з газом-носієм для запобігання проникненню атмосферного газу в піч. Графітовий тигель очищається від газів в імпульсній печі, щоб зменшити можливість забруднення. Після фази стабілізації зразок опускається і розплавляється в тиглі. В результаті реакції вуглецю в графітовому тиглі і кисню в зразку отримується оксид вуглецю. Азот і водень виходять у своїй елементарній формі. Газ-носіє (високоочищений азот) і газ зразка

проходять через пиловий фільтр перед входом до каталізатора з реактивами Шютце, який перетворює CO в CO_2 . Наявність даного з'єднання змінює пропускну здатність інфрачервоного випромінення, що вловлюється відповідними інфрачервоними датчиками. Фотонним лічильником вимірюється зміна потоку променів, що визначає інтегральну величину вмісту кисню в камері. Вміст водню визначається високоточною коміркою за допомогою зміни теплопровідності та порівнюється з газом еталону (азот високої чистоти) та досліджуваної атмосфери, що вивільняється при плавленні зразка. На рисунку 2.6 зображено спрощену схему установки ELTRA OH 900: 1 – тигель з високочистого графіту; 2 – камера для дегазації зразка в інертному газі при високій температурі; 3 – ліфт; 4 – насос для запуску газу; 5 – фільтр; 6 – реактив Шютце.

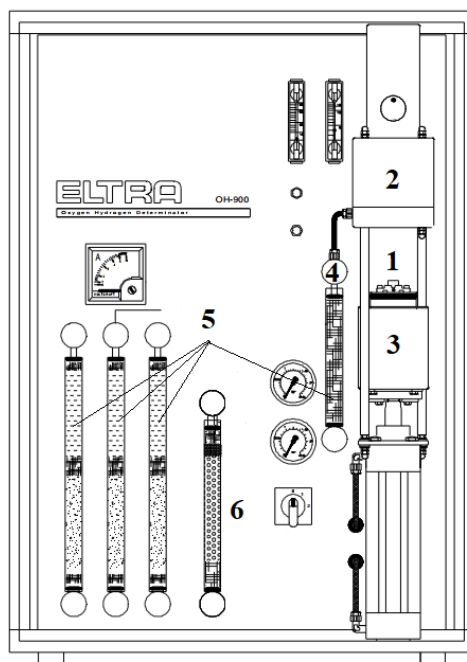


Рисунок 2.6 – Установка для виміру вмісту кисню та водню в титанових зразках ELTRA OH 900

Дослідження мікротвердості композитів проводилось з використанням методу Вікерса на приладі Wolpert Wilson Instruments 452 SVD. Даний прилад працює в напівавтоматичному режимі. Принцип дії оснований на статичному вдавненні алмазного наконечника у формі чотирикутної піраміди, з подальшим

виміром довжини діагоналей відбитка. Обробка даних відбувається автоматично і прилад видає значення твердості і розмір діагоналей відбитка.

Отримані композиційні матеріали піддавались механічним випробуванням на розтяг при кімнатній температурі з використанням розривної машини Instron 3376. Зразки для досліджень були виточені по стандарту ASTM E8M-04 (рис. 2.7): $D = 8$ мм; $d_0 = 4$ мм; $l = 35$ мм; $l_0 = 25$ мм; $h = 8$ мм; $r = 5$ мм.

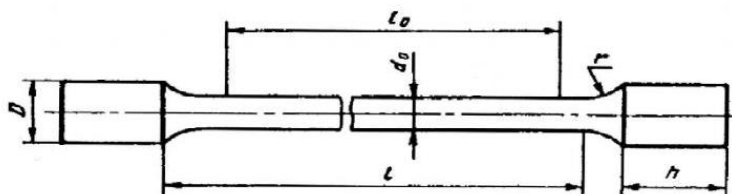


Рисунок 2.7 – Зразок для досліджень на розтяг стандарту ASTM E8M-04

Випробування на розтяг є одним з основних і найпоширеніших видів випробувань. Одержані в результаті експерименту характеристики дозволяють оцінювати міцність та пластичність матеріалу для умов статичних навантажень і вважаються основними при розрахунках на міцність деталей машин та елементів конструкцій.

Дослідження механічних властивостей матеріалу на стиск також є одним з основних видів механічних випробувань, проте його використовують значно менше, ніж випробування на розтяг. За схемою напруженого стану вони підходять до більшості процесів обробки металів тиском, де переважають стискуючі напруження. При стиску сили, що деформують зразок, спрямовані уздовж його осі назустріч один одному. Внутрішні сили пружності при стиску розподіляються за перерізом рівномірно, тому, що метал у всіх точках поперечного перерізу має однакову деформацію. При стиску реалізується більш м'який вид навантаження з малою часткою розтягуючих деформацій і відсутністю розтягуючих напружень. Тобто, схема одновісного стиску характеризується набагато більшим коефіцієнтом м'якості ($\alpha=2$) у порівнянні з розтягом ($\alpha=0,5$).

Для випробування на стиск металів до руйнування або до значного пластичного осідання застосовуються зразки циліндричної форми із круглим

перерізом і з відношенням висоти зразка до діаметра перерізу в межах від 1 до 3. Торцеві площини таких зразків повинні бути ретельно відшліфовані, строго паралельні один одному і нормальні до осі для зменшення сил тертя між захватами машини і зразком. Високо пластичні матеріали не вдається зруйнувати при стиску, тому що вони сплющуються в тонкі пластини і не руйнуються при максимально можливих зусиллях машини. Крихкі матеріали при стиску поведуться інакше – розплющення не спостерігається, руйнування матеріалу відбувається при незначних деформаціях. Характер руйнування зразків залежить від величини контактних сил тертя. Якщо вони великі, то звичайно спостерігається руйнування шляхом зрізу. Сили тертя між торцевими поверхнями зразка і опорами затрудняють переміщення часток матеріалу в цих ділянках і відбувається руйнування і під кутом 45° (рис. 2.8) до осі зразка.

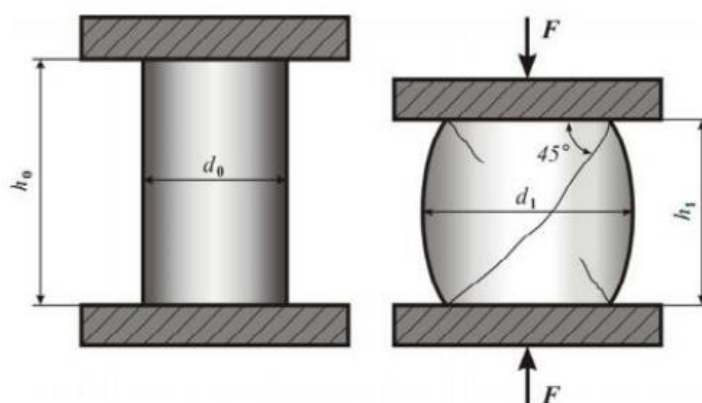


Рисунок 2.8 – Схема випробування для крихкого матеріалу

Слід зазначити, що повністю усунути контактні сили тертя й забезпечити протягом усього випробування лінійний напружений стан у зразку не вдається. Це – принциповий недолік випробувань на стиск.

Випробування на трьох точковий згин проводилися на серво-гідравлічній випробувальній машині INSTRON 8802. Для випробування використовувалися стандартні зразки призматичної форми.

Для оцінки пружних характеристик і ступеня анізотропності матеріалу зразків використовувалися акустичні методи неруйнуючого контролю, що

базуються на вимірі швидкості поширення пружної хвилі, а саме – метод радіоімпульсу з дискретною затримкою [139] з виміром швидкостей поширення на частоті 5 МГц. Для проведення вимірювань із відповідних зразків вирізували прямокутні паралелепіпеди висотою ~8 мм та поперечних розмірів ~20,0 мм, для яких визначали швидкість розповсюдження акустичних хвиль в напрямку прикладення зусилля при пресуванні та гарячому штампування та в перпендикулярному напрямку.

Швидкості поширення пружної хвилі розраховували по залежності:

$$C_{ii} = \frac{h_i}{t_i - t_o}$$

де t_i і t_o - вимірний час проходження хвилі через зразок і час систематичної погрішності, відповідно; h_i - розмір зразка у відповідному напрямку.

Для розрахунку характеристик пружності досліджуваних композитів за даними вимірювання швидкості розповсюдження пружних хвиль використовувалася модель квазіоднорідного ізотропного лінійно пружного твердого тіла [139]:

$$C_{ii} = \left(\sqrt{\frac{E_{ii}(1 - \mu)}{\rho(1 + \mu)(1 - 2\mu)}} \right);$$

де E_{ii} - модуль пружності у відповідному напрямку; ρ - густина матеріалу; μ - коефіцієнт Пуассона, значення якого приймали рівним 0,3.

За результатами вимірів швидкостей розповсюдження пружних хвиль та розрахунку значень модуля пружності була проведена оцінка міри анізотропії зразків, як відношення значень модулів пружності, виміряних в двох ортогональних напрямках.

2D і 3D профілі поверхні після триботехнічних випробувань досліджувалися за допомогою безконтактного інтерференційного 3D профілографу «Мікрон-альфа» фірми «Мікронсистема». Прилад дозволяє реєструвати топографію поверхні шляхом обробки послідовності інтерференційних даних (картин) із роздільною здатністю 5 нм, що реєструються

цифровою камерою при зміщенні опорного (еталонного) дзеркала. При цьому максимальна вимірювальна висота рельєфу вздовж вісі Z становить 40мкм.

2.4 Методики дослідження функціональних властивостей композитів

Триботехнічні випробування проводилися на машині торцевого тертя М-22 за ГОСТ 16167–80. Трибологічні властивості визначалися по методиці ГОСТ 26614–85. Сутність методики полягає у визначенні залежності величини зносу і сили тертя від швидкості ковзання і сили навантаження і в обчисленні їх інтенсивності зношування і коефіцієнтів тертя. Циліндричні зразки досліджували в режимі сухого тертя при навантаженні 0,5 МПа, при швидкості 4, 6 та 8 м/с та відстані 1 км. У якості контртіла використовували сталь 65Г, твердістю 60 HRC. Інтенсивність зношування зразка і контртіла визначалися методом ваги – зважування зразка і контртіла до і після випробування через кожний кілометр шляху тертя при ступінчатому навантаженні.

Балістичні випробування проводилися в науково-випробувальній лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів Національного університету оборони України імені Івана Черняхівського. Кулестійкість броньових елементів визначалась при використанні положень ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000.

При проведенні досліджень і вимірюванні фізичних величин відбувалось відхилення результатів вимірювання від істинного значення величини – похибки вимірювання. Причинами виникнення похибок є: недосконалість методів вимірювання, технічних засобів, органів чуттів спостерігача, зміна умов проведення експерименту. Зміна умов проведення досліджень може впливати на фізичну величину, технічні засоби й самого спостерігача. При проведенні кожного з досліджень була враховані похибки, табличні дані визначались не менше як на 10 зразках [140].

Таким чином, дані методики дослідження є взаємопов'язаними та дають можливість комплексного дослідження матеріалів.

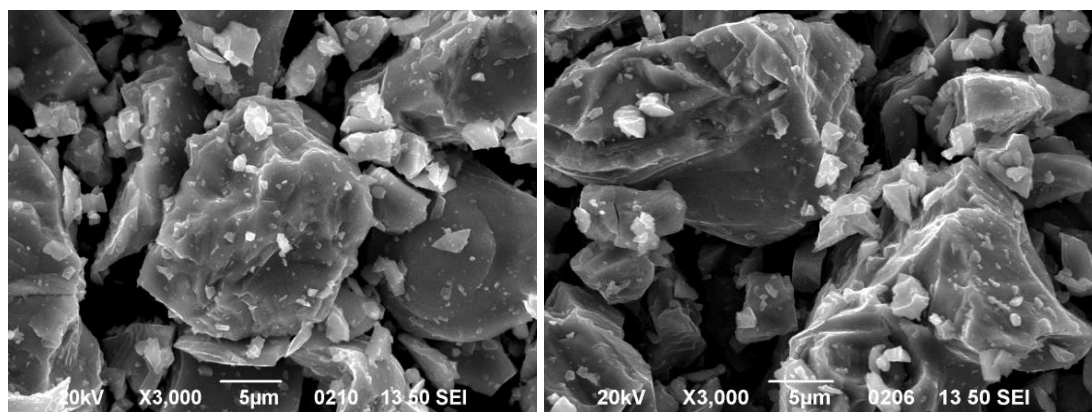
РОЗДІЛ 3

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ, АРМОВАНИХ РІЗНИМИ ВИСОКОМОДУЛЬНИМИ СПОЛУКАМИ

3.1 Вплив компонентного складу шихти на структуру та властивості спечених титаноматричних композитів з високомодульними сполуками

Як відомо, важливу роль в процесах пресування і спікання металоматричних композитів відіграють вихідні порошки і їх подальша взаємодія між собою. Переважно в металоматричних композитах матрична складова складає 70 %, і тому роль основного компонента має важливий характер. В розділі 1 було зазначено, що одним з ефективних варіантів технологій отримання спечених матеріалів на основі сплавів титану, що успішно розвивається останнім часом, є використання в якості вихідної сировини порошків гідриду титану замість серійного титанового порошку, що забезпечує відчутну активацію дифузійних процесів під час спікання внаслідок підвищеної щільності кристалічної решітки гідриду, а також можливості додаткового очищення між-фазних границь за рахунок атомарного водню, що виділяється при розпаді гідриду титану, що призводить до досягнення вищого комплексу фізико-механічних характеристик отриманих сплавів. Економічна ефективність використання TiH_2 , крім того, обумовлена також його більш низькою вартістю у порівнянні з стандартними порошками титану [10].

В якості основного компонента порошкової шихти для формування дослідницьких зразків використовували, як порошок наводненого титану фракції -100 мкм (рис. 3.1), концентрація водню в якому і фазовий склад відповідали однофазному гідриду титану (TiH_2) (рис. 3.2), так і порошок титану (рис. 3.1б) аналогічного гранулометричного складу, який отримували шляхом вакуумного видалення водню з гідриду при його нагріванні вище 500°C.



а

б

Рисунок 3.1 – Морфологія вихідних порошків гідриду титану (а) та титану (б)

Для досягнення відповідної дисперсності наводнену титанову губку подрібнювали в планетарному млині. Гідрид титану є крихким матеріалом, тому при незначному часі розмелювання (10-20 с.) подрібнюється до потрібних розмірів, що спричиняє збільшення питомої поверхні порошку, підвищенню кількості структурних дефектів в кристалічній ґратці. Малий час розмелу дозволяє уникнути намолу барабана та розмельних тіл. Було досліджено дисперсність і розподіл за розмірами частинок (рис. 3.3). Більш довготривалий розмол і відбір дрібнішої фракції не доцільний у зв'язку з тим, що збільшення дисперсності порошків веде до зростання вмісту домішок.

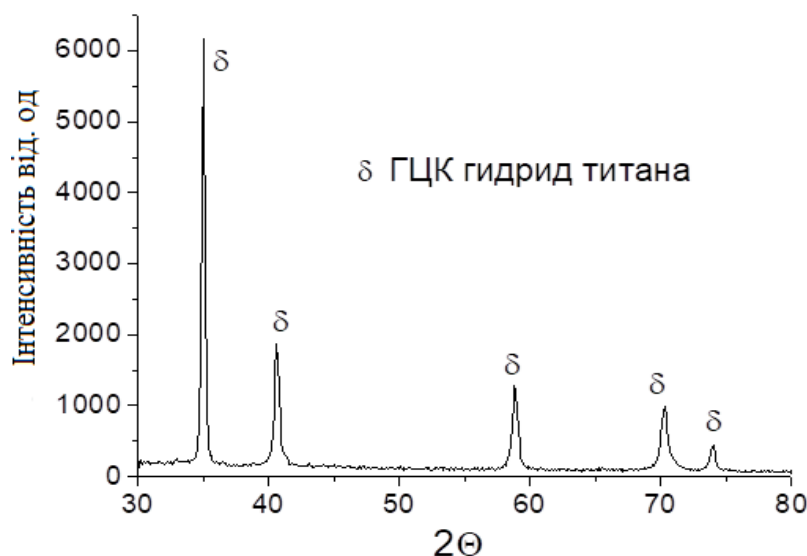


Рисунок 3.2 – Рентгенограма гідриду титану

При виборі високомодульних сполук, як зміцнюючих складових композиційного матеріалу, (табл. 3.1) враховується декілька факторів [107]. Матеріал останніх має характеризуватися модулем пружності першого роду, що значно перевищує модуль Юнга матричного матеріалу (титану), що сприятиме підвищенню твердості і міцності композиту. Важливою вимогою є близькі величини коефіцієнтів термічного розширення зміцнюючих частинок і титанової матриці, щоб уникнути утворення залишкових напружень при зміні температури. Крім того, матеріал зміцнюючих частинок має характеризуватися стабільністю в титановій матриці, не реагувати з нею в ході експлуатації і витримки таких композиційних матеріалів. Технічно чистий титан має модуль Юнга 112 Гпа і коефіцієнт термічного розширення близький до $8.2 \times 10^{-8} \text{ K}^{-1}$.

Таблиця 3.1. Основні механічні характеристики матеріалів армуючих сполук [107].

Частинки	Твердість (Гпа)	Модуль Юнга (Гпа)	Коефіцієнт термічного розширення ($\times 10^{-8} \text{ K}^{-1}$)	Максимальна розчинність Матриці	Частинок
TiB	28,0	550	8,6	<0,001	1,0
TiC	24,7	460	7,4	1,2	15,0
TiN	24,0	250	9,3	22,0	26,0
SiC	25,0	420	4,3	Нестабільні в Ti сплавах	
Si ₃ N ₄	14,7	320	3,2	Нестабільні в Ti сплавах	
TiB ₂	34,0	529	6,4	Нестабільні в Ti сплавах	
B ₄ C	27,5	449	4,5	Нестабільні в Ti сплавах	
Al ₂ O ₃	22,5	350	8,1	Нестабільні в Ti сплавах	

З урахуванням вищенаведених вимог, на основі аналізу основних, фізико-механічних властивостей різних сполук, наведених у таблиці 1, можна зробити висновок, що найбільш перспективними з них для армування титанової матриці можна вважати TiC та TiB. Хоча TiB є стабільною сполукою, проте отримати його у вигляді порошку дуже складно, і не є економічно вигідним. Тому, як джерело бору слід використовувати чистий боридний порошок або боридні сполуки. Дані порошки реагують з титановим порошком під час спікання і утворюють

термодинамічно стійкі частинки TiB по всій матриці титанового сплаву з чіткими міжфазними границями. Це обумовило основні критерії для вибору зміцнюючих елементів у вихідну порошкову шихту для отримання металоматричних композитів на основі титану. В якості останніх на даному етапі використовувалися: TiC, TiB₂, B та B₄C, гранулометричний склад яких наведено на рисунку 3.3. Літературні дані [141] свідчить, що зазвичай такі частинки додаються в матрицю в кількості 5-10% по об'єму, іноді - 20-30%, що дозволяє суттєво підвищити міцність таких композитів, але одночасно пластичні характеристики знижуються.

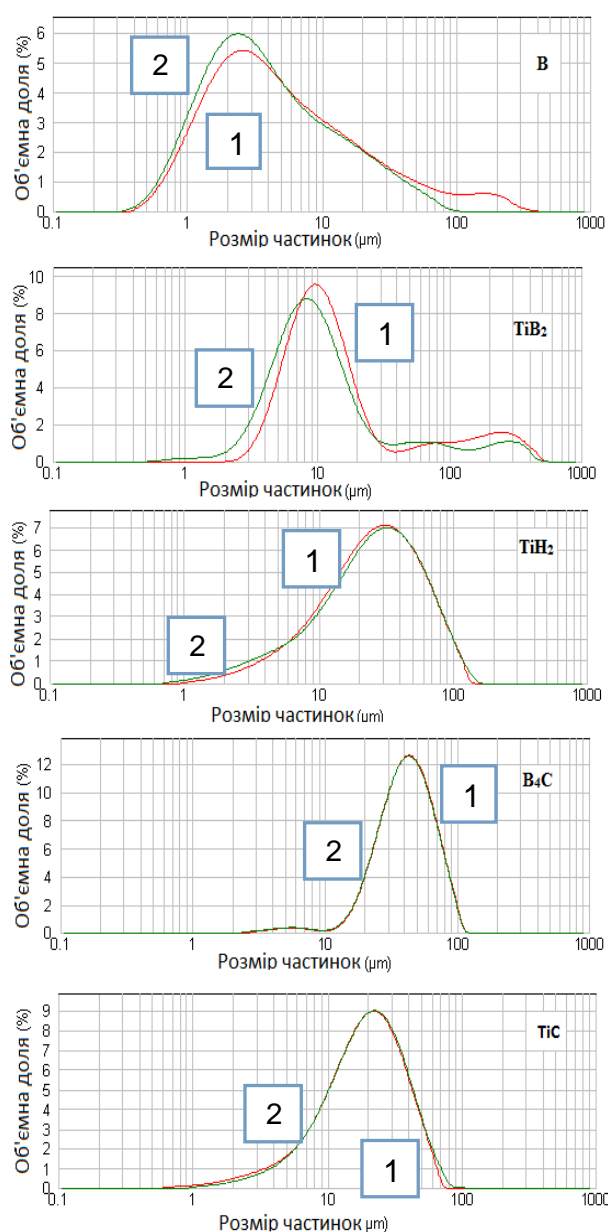


Рисунок 3.3 – Розподіл по розмірах частинок порошків, 1 – вихідні порошки; 2 – порошки після ультразвукової обробки.

Результати оцінки ефективності використання гідриду титану у вихідній шихті замість порошку титану з точки зору досягнення вищих значень щільності пресовок та спечених матеріалів, показали, що незважаючи на більшу твердість гідриду титану у порівнянні з пластичним титановим порошком, пористість пресовок із порошкових сумішей на основі TiH_2 з усіма видами армуючих частинок суттєво менша, ніж для аналогічних сумішей на основі титанового порошку (рис. 3.4).

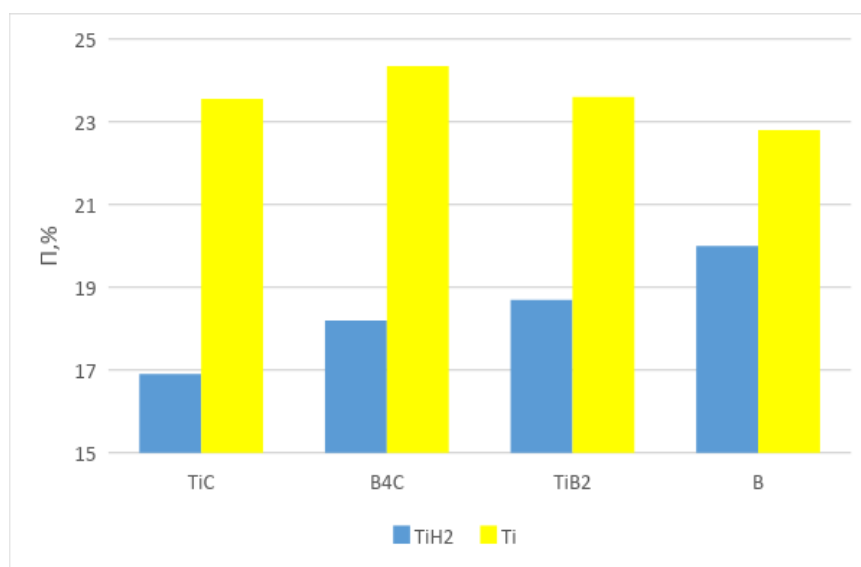


Рисунок 3.4 – Залежність пористості вихідних пресовок на основі TiH_2 та порошку титану від виду армуючих добавок

Відмічений ефект може бути обумовлений тим, що гідрид титану, незважаючи на підвищену твердість, є відносно крихкою сполукою, що має міцність на стиск лише близько 250 МПа. Перша стадія ущільнення характеризується структурною деформацією: руйнуються арки й містки, що утворились при заповненні прес-форми, і заповнення пустот між частинками. Під час цього процесу відбувається відносно переміщення частинок і щільніше їх укладання без помітної деформації. Оскільки розмір і морфологія частинок порошку гідриду титану і титану майже однакові, тому перша стадія ущільнення не відрізняється. Після утворення найщільнішого пакування починається друга стадія ущільнення. Під час неї відбувається пружна і пластична деформація або крихке руйнування частинок. Період пружної деформації частинок не веде до

ущільнення він передує пластичній деформації або крихкому руйнуванню. Процес ущільнення відбувається тільки за умови досягнення в контактних областях напружень, що є більшими за межу текучості (пластичні матеріали) і межу міцності (крихкі матеріали). Друга стадія ущільнення суттєво відрізняється для порошку титану і гідриду титану.

В порошках титану при досягненні напружень більших межі текучості починається пластична деформація, що веде за собою збільшення контактної поверхні. При постійному навантаженні збільшення площі контактної поверхні приводить до зменшення напружень в місцях контакту, коли вони досягають рівня межі текучості, пластична деформація і ущільнення припиняються. Щоб досягнути подальшого ущільнення матеріалу потрібно підвищувати зовнішні навантаження. При деформації матеріал, як правило, зміцнюється, тому наступне підвищення навантаження змушуватиме пластично деформуватися матеріал не в зонах контакту, а в областях не далеких до зміцнених шарів. Подальше ущільнення при підвищенні навантаження зменшується, оскільки по всьому об'єму матеріалу пройшла пластична деформація, яка призвела до зміцнення матеріалу, збільшення контактної поверхні і сил щеплення між частинками.

Механізм ущільнення гідриду титану дещо відрізняється від ущільнення технічно чистого порошку титану. Крихкий порошок після ущільнення на стадії структурної деформації та досягненні в областях контакту між частинками напружень, що перевищують межу міцності, відбувається крихке руйнування виступів на поверхні частинок, розлом самих частинок, що веде до наступного ущільнення по механізму структурної деформації. Підвищення зовнішнього навантаження веде до повторної операції подрібнення і структурної деформації частинок.

Внаслідок цього всього частинки гідриду титану в процесі пресування відносно легко подрібнюються, що зменшує розміри пор між ними, і ще на стадії пресування сумішей досягаються менші значення пористості у порівнянні із суттєво більш пластичним титаном.

Після спікання різниця в значеннях пористості між матеріалами, отриманими із сумішей на основі порошку титану та TiH_2 , дещо зменшується, однак менші значення пористості, як і для вихідних пресовок, також відносяться до сумішей на основі гідриду титану (рис. 3.5).

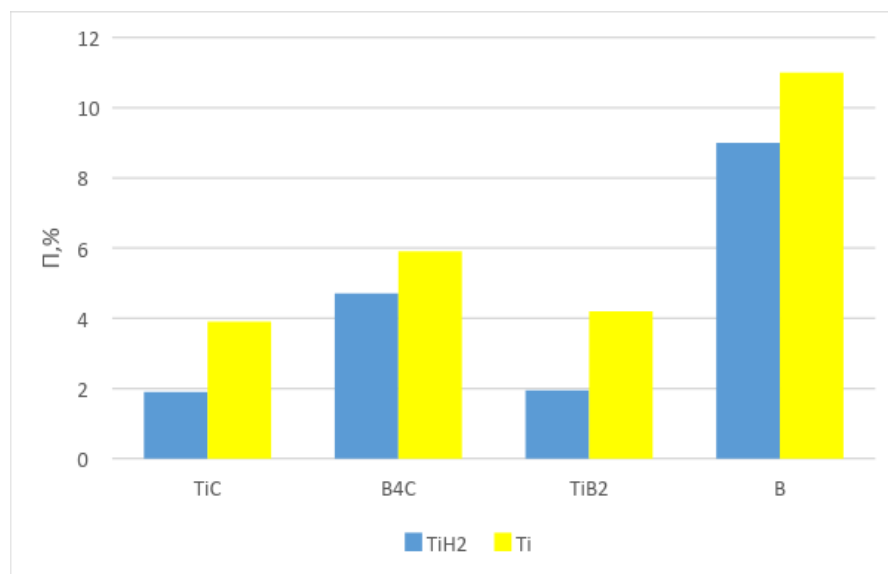


Рисунок 3.5 – Залежність пористості спечених пресовок на основі TiH_2 та порошку титану від виду армуючих добавок

В роботі [23] було показано, що використання порошку гідриду титану TiH_2 замість порошку титану носить позитивний характер на процеси під час синтезу алюмінідів та сплаву Ti-6Al-4V , забезпечує прискорений процес гомогенізації та підвищені значення кінцевої густини. Як відомо водень має негативний вплив на механічні властивості титану, тому його вміст контролюється і він зазвичай не повинний перевищувати 0,010-0,015 %. Використання гідриду обумовлене тим, що реакція наводнення титану є оборотною $\text{Ti} + \text{H}_2 = \text{TiH}_2$ і це широко використовується технологічно. Фазове перетворення гідриду в титан в процесі синтезу і виділення водню призводить до негативних об'ємних ефектів за рахунок яких іде розтріскування порошкових частинок, зростання їх питомої поверхні та збільшення щільності дефектів кристалічної структури. Прискорення дифузійних процесів при спіканні порошкових частинок є наслідком активованого стану титанової матриці яка утворюється в наслідок дегідрування

гідриду титану в процесі нагрівання. Під час процесу дегідрування з кристалічної ґратки виділяється атомарний водень який відновлює оксиди металів і очищає поверхню частинок і покращує дифузійні процеси між ними, що було доведено термодинамічними розрахунками [142]. Потім водень повністю видаляється з матеріалу при нагріванні до високих температур у вакуумі, не погіршуючи кінцеві властивості спеченого матеріалу.

Абсолютні значення пористості в пресовках спечених із шихти на основі TiH_2 з армуючими частинками TiC та TiB_2 не перевищують 2%, тоді як в разі використання в якості присадки порошків B_4C та B , пористість спечених зразків складає близько 5 та 9% відповідно. Середня пористість спечених пресовок із сумішей на основі порошку титану для всіх видів присадок перевищує відповідні значення пористості зразків, отриманих із застосуванням порошку TiH_2 .

Під час армування титану чистим бором було отримано значно вищу пористість в порівнянні з іншими композитами. Мікроструктурні дослідження показують, що на місці бору утворюється пори які не заліковуються під час високотемпературного синтезу (рис. 3.6). В процесі нагріву відбувається хімічна взаємодія між титаном і бором з утворення монобориду титану. Під час протікання дифузійних процесів бор дифундує з частинки в матрицю під час чого утворюється щільне кільце з TiB навколо місця де була частинка бору і цим самим ускладнює дифузійні процеси заліковування пор.

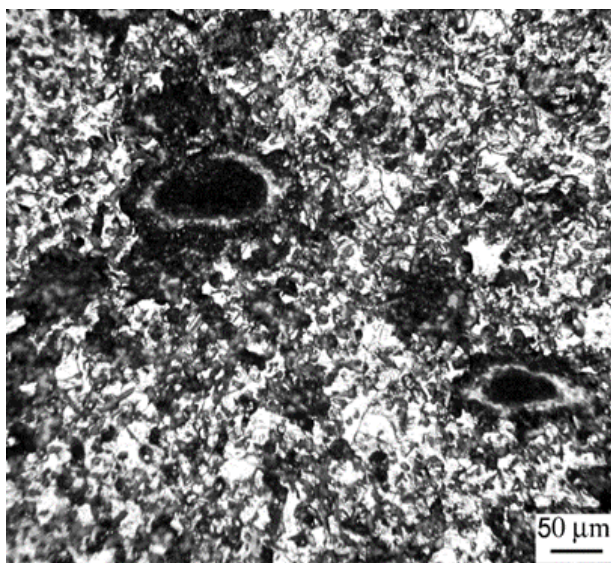


Рисунок 3.6 – Мікроструктура спеченого композиту $\text{Ti}+\text{B}$

Аналіз мікроструктури спечених композитів, отриманих з використанням порошків титану та гідриду титану з однаковими зміцнюючими присадками, показав їх значну ідентичність. В той самий час, характер структури останніх суттєво видозмінюється в залежності від типу використаних в них зміцнюючих присадок.

Так, композиційний матеріал, отриманий із порошкової суміші $\text{TiH}_2 + \text{TiC}$, характеризується наявністю рівномірно розподілених в матричній фазі головним чином близьких до сферичної форми карбіду титану та незначної кількості полігональних зерен із середнім розміром близько $20 \div 40$ мкм (рис. 3.7).

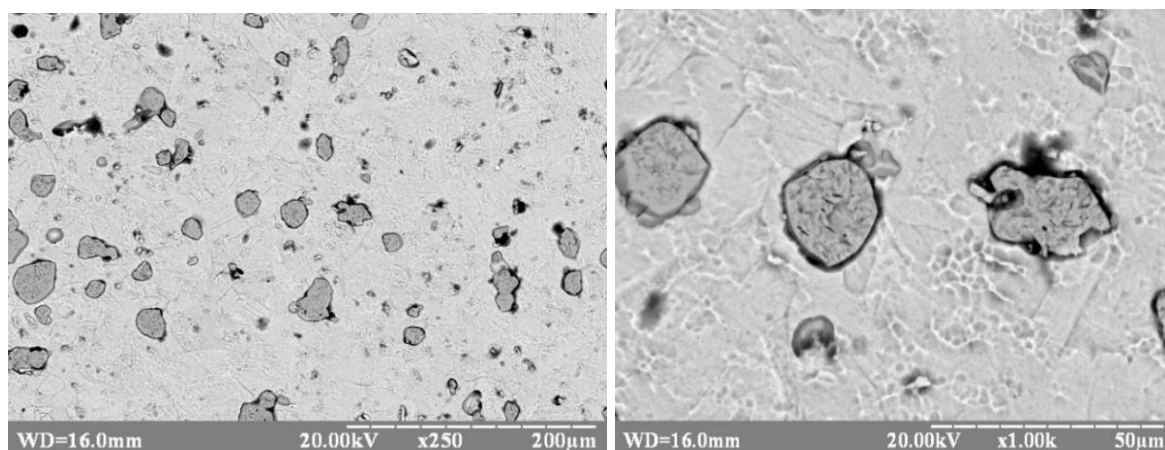


Рисунок 3.7 – Мікроструктура композиційного матеріалу $\text{Ti} + \text{TiC}$

Рентгеноструктурний аналіз таких сплавів (рис. 3.8) дозволив ідентифікувати в їх складі лише наявність ліній, які відносяться до фаз Ti та TiC . Це обумовлено тим фактором, що вихідні частинки TiC є термодинамічно стабільними в даних умовах і практично не взаємодіють з титановою матрицею в процесі спікання, зберігаючи свій початковий просторовий розподіл і розміри. Відсутність ліній фази TiH_2 свідчить про повне видалення водню в процесі нагріву та високотемпературної витримки.

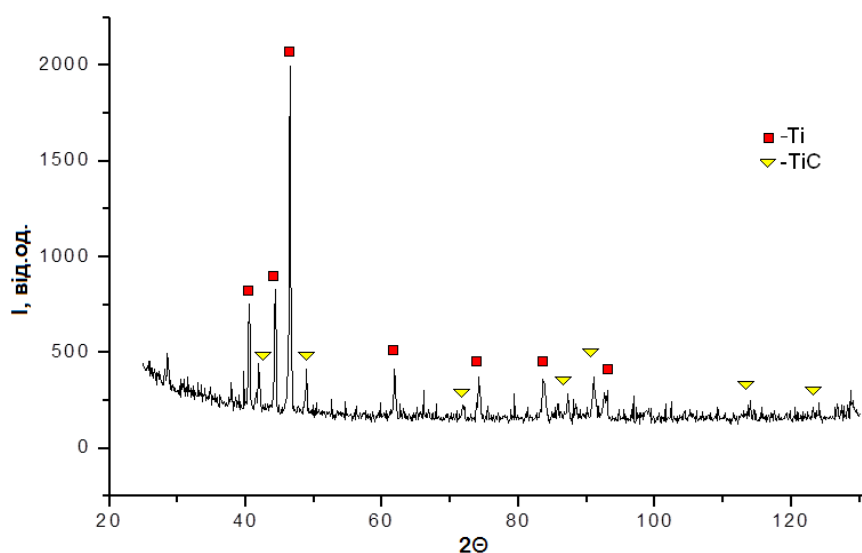


Рисунок 3.8 – Рентгенограма композиційного матеріалу Ti+TiC

На відміну від карбіду титану, частинки TiB_2 при підвищених температурах активно взаємодіють з титановою матричною фазою за реакцією: $\text{TiB}_2 + \text{Ti} = 2\text{TiB}$ з виділенням часток монобориду титану. Морфологія останніх суттєво відрізняється від карбіду титану: якщо частинки TiC як правило відносно рівно вісні, то включення монобориду титану в основному мають голкоподібну форму із розміром в перерізі 1-5 мкм та довжиною 10-35 мкм (рис. 3.9).

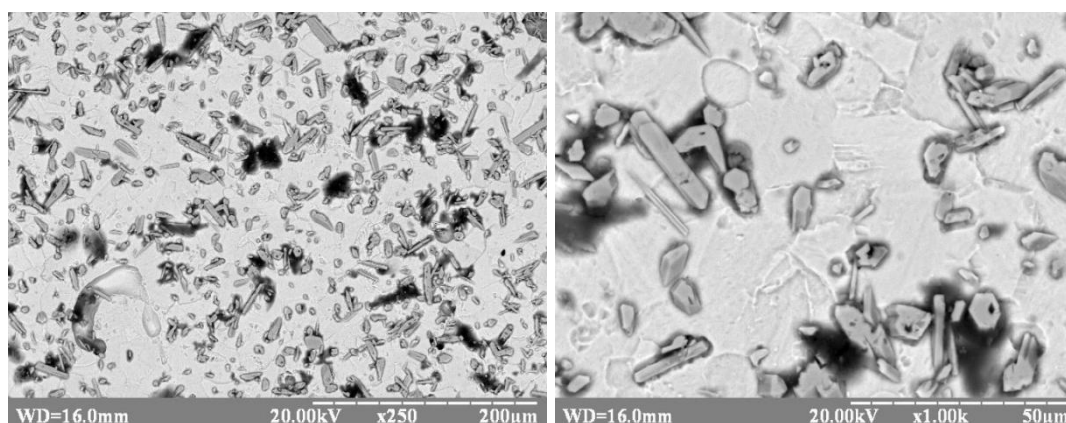


Рисунок 3.9 – Мікроструктура композиційного матеріалу Ti+TiB

Дифракційна картина спечених зразків із суміші $\text{TiH}_2 + \text{TiB}_2$ (рис. 3.10) вказує на наявність у сплаві крім основної матричної фази титану, ліній фази TiB з орторомбічною ґраткою та присутність слідів сполук титану з бором іншої

концентрації (Ti_3B_4). Вихідні фази TiB_2 на рентгенограмах спечених сплавів не ідентифікуються.

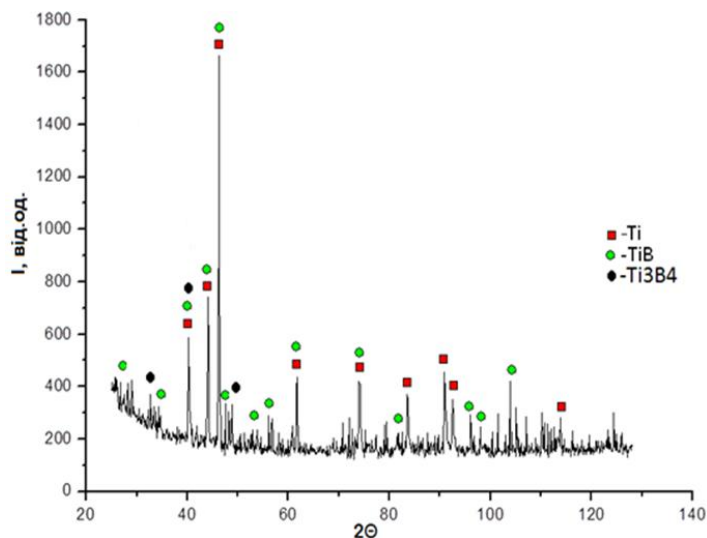


Рисунок 3.10 – Рентгенограма композиційного матеріалу $\text{Ti}+\text{TiB}$

Мікроструктура композитів, спечених із суміші порошків гідриду титану та карбіду бора, відзначається наявністю конгломератів розміром 20-50 мкм, що складаються із високодисперсних частинок боридних фаз титану переважно голкоподібної форми та незначної кількості рівно вісних частинок TiC (рис. 3.11). Значна конгломерованість структури такого матеріалу є характерним при використанні як гідриду титану так і титану й обумовлена особливостями гранулометричного складу вихідної шихти та особливостями сполуки B_4C . Як відомо карбід бору є одним з найбільш хімічно стійких речовин, має температуру плавлення $>2750^\circ\text{C}$, що затрудняє процеси дифузії при спіканні у твердій фазі. Теорія порошкової металургії говорить що спікання повинно проходити при температурі не менше 0,7 від абсолютної температури плавлення матеріалу, оптимальні режими спікання знаходять в районі 0,8 від температури плавлення[143]. Залишкова пористість даного композиту на відміну від попередніх варіантів армування зосереджена на границях розподілу між матрицею і армуючими частинками, а також між самими армуючими частинками (рис. 3.11).

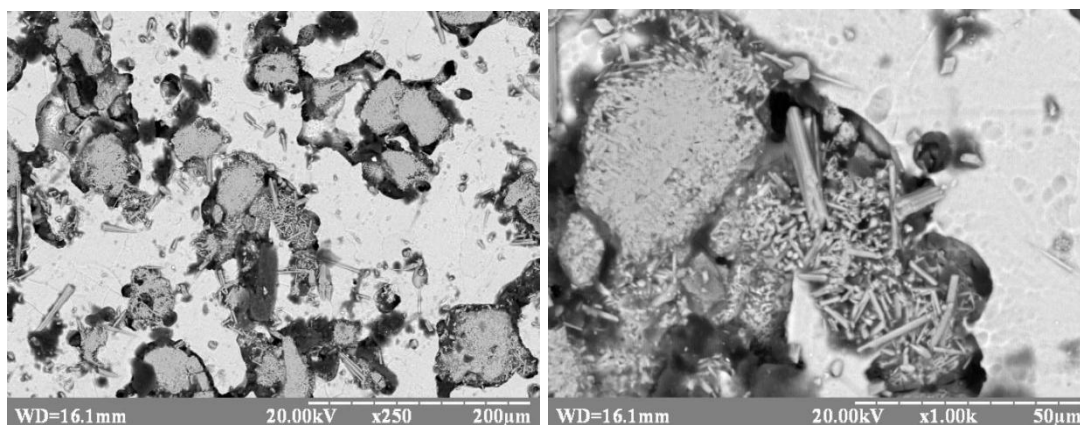
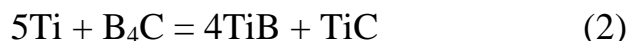


Рисунок 3.11 – Мікроструктура композиційного матеріалу Ti+TiB

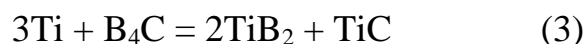
Взаємодія між частинками B_4C та титановою матричною фазою в процесі високотемпературного спікання з точки зору термодинаміки найбільш вірогідна відповідно до реакцій [113,144-145]:



або



Однак, дані рентгеноструктурного аналізу спеченого сплаву з B_4C (рис. 3.12) показують, що поряд з очікуваними включеннями в титановій матричній основі фаз TiC та TiB , в рентгенограмі відмічаються також достатньо інтенсивні піки дибориду титану TiB_2 . Наявність у складі сплаву фази дибориду титану може бути обумовлена наступним. За даними [146], у разі суттєвого збільшення вмісту B_4C у вихідній суміші системи $Ti-B_4C$, взаємодія між титановою матричною фазою та карбідом бору може відбуватися відповідно до реакції:



При цьому, як вважають автори роботи [147], механізм взаємодії базується на реалізації дифузійного шляху $Ti/TiC/TiB/TiB_2/B_4C$, в результаті чого в спеченому сплаві можливе одночасне співіснування потрібного набору фаз ($TiB_2+TiC+TiB$).

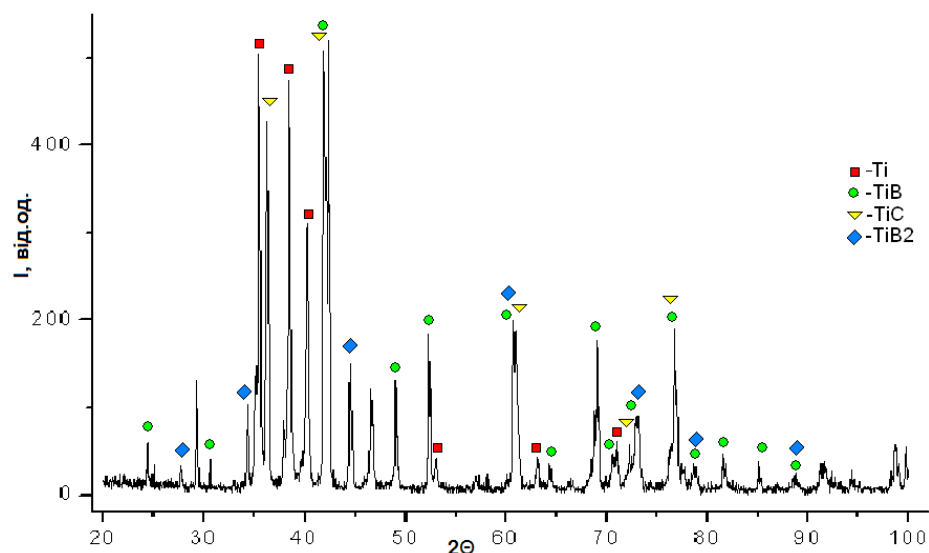


Рисунок 3.12 – Рентгенограма композиційного матеріалу $\text{TiH}_2 + \text{B}_4\text{C}$

В нашому випадку вміст карбіду бору у вихідній суміші складає лише 5%, однак, враховуючи суттєво великий розміри вихідних частинок (рис. 3.3) останнього у порівнянні із порошками TiB_2 та TiC , можна очікувати реалізації механізму взаємодії між частинками B_4C та матричною фазою відповідно до реакції (3) в локальних областях. Зменшення вмісту B_4C в композиті не призводить до значної зміни пористості. При використанні як основи гідриду титану і 1% армуючої сполуки карбіду бору пористість кінцевого матеріалу складає близько 4% (рис. 3.13). При збільшенні вмісту B_4C пористість катастрофічно зростає. Для заліковування даної пористості потрібно використовувати додаткові операції порошкової металургії.

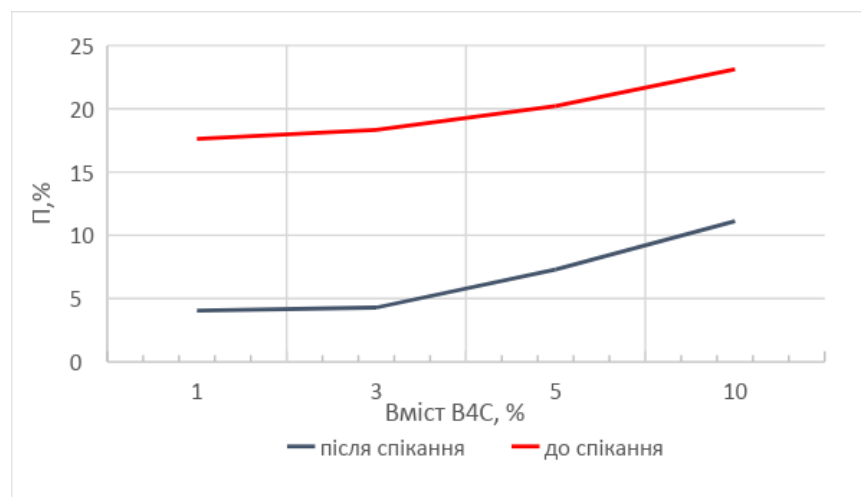


Рисунок 3.13 – Залежність пористості від вмісту B_4C

Даний клас композиційних матеріалів ($\text{Ti}+\text{B}_4\text{C}$) із високими показниками щільності й механічними властивостями не можливо досягти найпростішими операціями порошкової металургії.

За даними калориметричного аналізу при дослідженні гідриду титану спостерігаються 2 ендотермічні ефекти, які пов'язані з десорбцією водню (рис. 3.14): два чітких піки різної інтенсивності та менш виражений ефект в температурному інтервалі 620-800 °С при завершенні дегідрування. Перший ендотермічний пік відповідає процесу початку та розвитку десорбції водню з гідриду титану, другий пік відповідає початку $\text{TiH}_2 \rightarrow \beta$ перетворенню та десорбції водню з β фази. Зменшення величини ендотермічного ефекту при нагріванні вище 600-620 °С пов'язане з формуванням α фази як кінцевого продукту дегідрування.

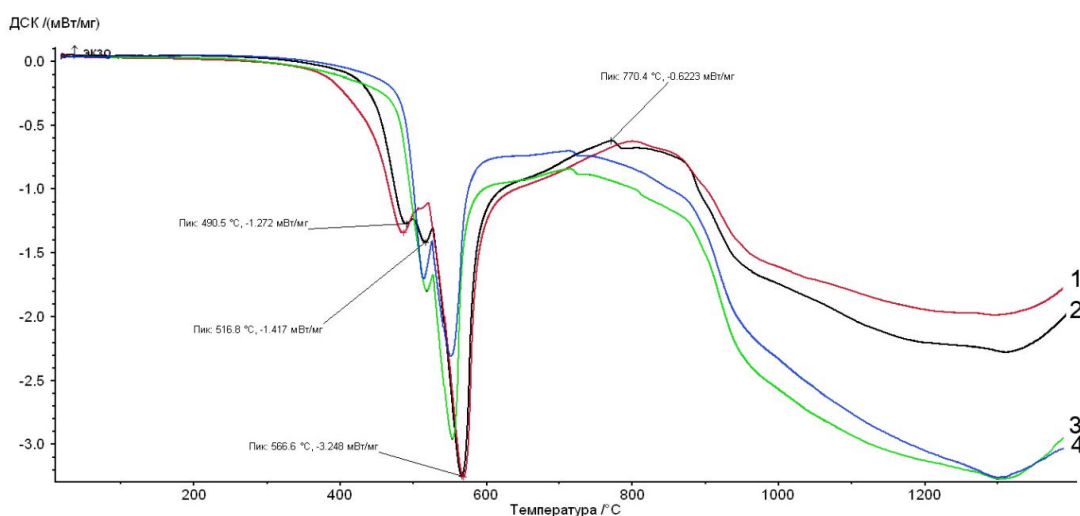


Рисунок 3.14 – Калориметричні криві матеріалів різного складу

Крива 1 (TiH_2) на рисунку 3.14 повторює криву 2 (TiH_2+TiC), що свідчить про відсутність взаємодії, в процесі нагрівання, між частинками TiC і Ti . Карбід титану не розкладається в титановій матриці, а залишається в якості армуючих частинок. Порівняння кривих 1 і 3 (TiH_2 і $\text{Ti}+\text{B}_4\text{C}$) видно, що два піки в $\text{Ti}+\text{B}_4\text{C}$ об'єднуються і стають менш інтенсивними, що можна пояснити незначною взаємодією титану з карбідом бору та утворення сполук на основі титану з

бором чи вуглецем які протікають з екзотермічним ефектом в наслідок чого ендотермічні піки зменшуються. Процес не розвивається у зв'язку з високою стійкістю B_4C . Розмір і кількість утворених сполук є досить малою і рентгенівські методи не дозволяють їх зафіксувати, проте методи скануючої електронної мікроскопії показують наявність утворення голок навколо частинок B_4C . Аналогічні ефекти відбуваються і для суміші $\text{Ti}+\text{TiB}_2$ крива 4 на рисунку 3.14. Тільки ендотермічні піки менш інтенсивні, що пояснюється збільшенням екзотермічного процесу внаслідок кращої взаємодії Ti і TiB_2 з утворенням голок TiB . Що чітко видно на рисунку 3.9.

3.2 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи $\text{TiH}_2+\text{TiB}_2$

При спіканні порошкових тіл в масивний виріб важливим є досягнення високого рівня комплексу фізичних та механічних властивостей матеріалу. Однією з найважливіших характеристик, для порошкової металургії, є густина спеченого матеріалу, яку потрібно довести як найближче до теоретичного значення.

Метод дилатометричного аналізу дозволяє вивчити інформацію про кінетику безпосередньо в процесі нагрівання порошкових сумішей. Інші методи дослідження вивчають матеріал після нагрівання до певної температури і охолоджений до кімнатної, що не дає можливості повно оцінити процеси, які протікають під час нагрівання компактованої суміші.

Для детального вивчення кінетики процесу формування монобориду титану в процесі нагрівання сумішей були проведені дилатометричні дослідження, для чистого гідриду титану та 2 складів порошкової суміші на основі TiH_2 з добавками 10 та 20% TiB_2 . Підвищена кількість дибориду титану використовувалась для більш детального виявлення термічних ефектів в процесі нагрівання зразків.

Для чистого гідриду титану ріст густини зразків відбувається ще на стадії їх нагрівання в інтервалі температур 400-800 °С, що супроводжується дегідруванням порошку основи, при якому відбувається фазове перетворення $\delta\text{-TiH}_2 \rightarrow \beta\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti}$. При температурах, що перевищують 800 °С, матрична фаза складається вже практично лише з дегідрованих титанових частинок [142].

Результати нагріву сумішей TiH_2 , $\text{TiH}_2+10\%\text{TiB}_2$ і $\text{TiH}_2+20\%\text{TiB}_2$ представлені на рисунку 3.15. при нагріванні зразка до 300-350 °С відбувається не значне розширення (збільшення розмірів) пресовок, як для чистого гідриду титану, так і для сумішей з диборидом титану, за рахунок ефекту термічного розширення матеріалу. Під час нагрівання TiH_2 вище температури 350 °С відбувається виділення водню з його решітки. Процес дегідрування супроводжується значними об'ємними ефектами і закінчується в інтервалі температур 600-650 °С. Під час даного процесу іде значне зменшення лінійних розмірів матеріалу, тобто густина зразків зростає. В той самий час, величина усадки на даному етапі нагрівання залежить від наявності в шихті TiB_2 , введення в склад шихти дибориду титану та збільшення його вмісту (з відповідним зменшенням вмісту гідриду титану) призводить до зменшення лінійної усадки з $\approx 5\%$ для TiH_2 без боридів (рис. 3.15,а), до 1,5 % для сумішей з 10 та 20 % TiB_2 (рис. 3.15,б).

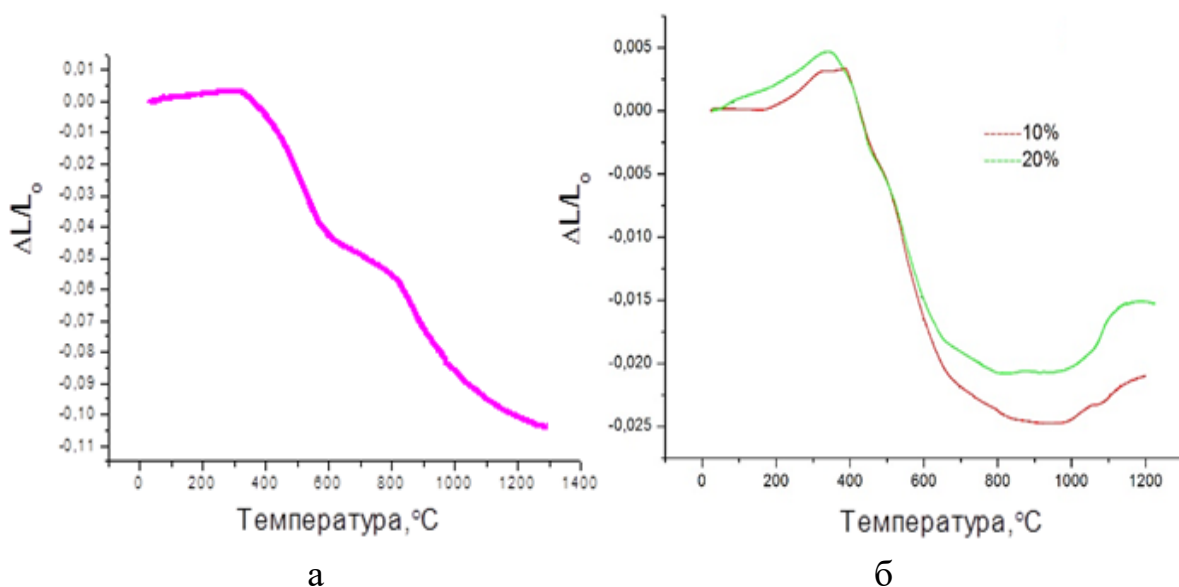


Рисунок 3.15 – Дилатометричні криві нагрівання сумішей TiH_2 (а) та $\text{TiH}_2+(10, 20\%) \text{TiB}_2$ (б)

Слід зазначити, що для TiH_2 і сумішей з TiB_2 найбільш інтенсивна усадка відбувається в інтервалі температур $400\div 650\text{ }^\circ\text{C}$, що відповідає температурному інтервалу найбільш інтенсивного дегідрування. В температурному інтервалі $600\div 850\text{ }^\circ\text{C}$ інтенсивність усадки суттєво знижується для гідриду титану, або навіть практично припиняється для зразків з TiB_2 .

При температурах, що перевищують $800\text{ }^\circ\text{C}$, коли дегідрування TiH_2 завершується, дифузійні процеси активуються внаслідок підвищення температури та «активованого» стану титанових частинок. Які мають підвищену кількість дефектів кристалічної ґратки внаслідок проходження фазових перетворень і очищену поверхню частинок титану шляхом дії атомарного водню який виділяється в процесі дегідрування та очищує оксидні плівки на поверхні титанових частинок. Дані процеси є так званим активованим спіканням матеріалу, що прискорює усадку зразків. Яка для TiH_2 досягає близько 10 % при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3.15,а).

Водночас, за наявності у вихідній шихті порошку TiB_2 в температурному діапазоні $800\text{-}1000\text{ }^\circ\text{C}$ усадка матеріалу помітно гальмується, а при подальшому нагріванні з $900\text{-}1000$ до $1200\text{ }^\circ\text{C}$ лінійні розміри пресовки, навіть, дещо збільшуються (рис. 3.15,б). Таким чином, лінійна усадка матеріалу з добавками TiB_2 при досягненні температур спікання є значно меншою, ніж для порошку гідриду титану, і не перевищує 1.5-2 % на відміну від $\approx 10\text{ }%$ для чистого гідриду титану. При цьому, зі збільшенням вмісту боридної фази в титановій матриці усадка в процесі спікання зменшується. Даний ефект обумовлений реалізацією в процесі спікання реакції між частинками дибориду титану та титановою матрицею, в результаті якої вихідні частинки TiB_2 розчиняються в титані, одночасно утворюючи моноборид титану, який випадає в матричній фазі у вигляді голкоподібних включень.

Теоретичний розрахунок показує, що в результаті реакції $\text{TiB}_2 + \text{Ti} = 2\text{TiB}$ об'єм боридної фази повинен зменшуватися на $\approx 11\text{ }%$. Однак, той факт, що об'єм пресовки при $1000\text{-}1200\text{ }^\circ\text{C}$ навпаки - збільшується (рис. 3.15,б) можна пояснити реалізацією ефекту вторинного пороутворення. Оскільки, коефіцієнт дифузії Ti в

бор мізерно малий, у порівнянні з коефіцієнтом дифузії бору в титан [137], в процесі спікання відбувається практично одностороння дифузія атомів бору в титанову матрицю з утворенням голкоподібних частинок TiB, в той час як потік вакансій дифундує в протилежному напрямку, що і призводить до утворення вторинної пористості (ефект Френкеля).

Водночас, автори роботи [147] вважають, що механізм вторинного пороутворення при спіканні систем TiB_2+Ti обумовлений, переважно, ефектом вичерпання ресурсу пластичності в локальних об'ємах титанової матриці на міжфазній границі останньої з боковими поверхнями голкоподібних частинок монобориду титану, довжина яких збільшується з підвищенням температури.

Звертає на себе увагу, що тоді як за даними вказаної роботи [147] при нагріві зразків з порошкових сумішей TiB_2+Ti з 5 та 10% (об.), TiB до $\approx 840 - 910$ °C та 1185 °C для 20% (об.) TiB відбувається монотонний ріст лінійних розмірів пресовок, то для сумішей з гідридом титану за нашими даними такий характер не спостерігається, при даних температурах реалізується хоч і незначна, але – усадка матеріалу. Відмічений ефект, може бути, обумовлений значною активацією дифузійних процесів при спіканні за рахунок процесу активованого спікання (використання в якості основи гідриду титану).

З дилатометричних кривих видно, що процес взаємодії титану з диборидом титану розпочинається при температурах ≈ 900 °C. Вивчення кінетики процесу проходження реакції $TiH_2+TiB_2=2TiB$ (зародження, утворення та ріст TiB) починали з даних температур. Для кращого проявлення ефектів в ході реакції диборид титану добавляли в кількості 20 %.

При нагріванні зразків до 900 °C з ізотермічною витримкою 30 хв на зламах зразків не було виявлено взаємодії між частинками титану і дибориду титану. Збільшення часу витримки до 1 години при даній температурі не активує процеси, що призводять до протікання даної реакції (рис 3.16).

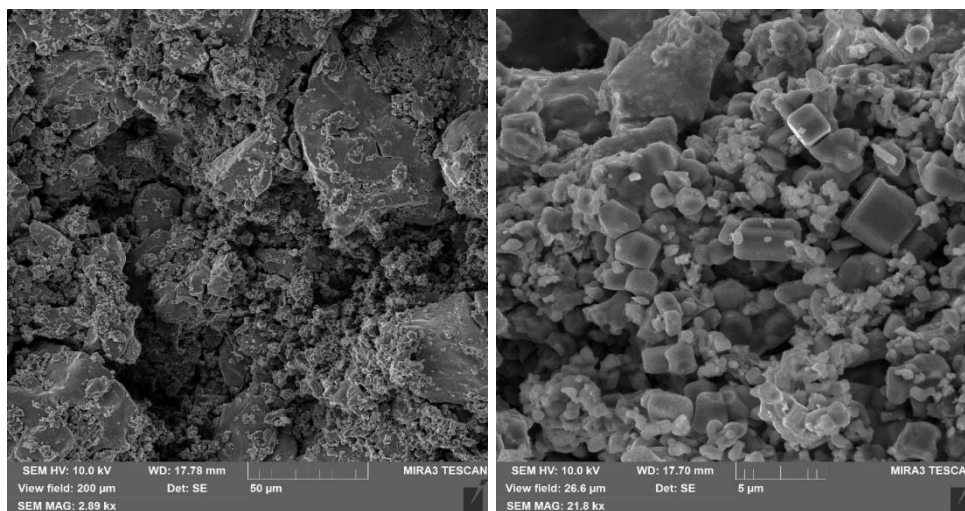


Рисунок 3.16 – Злом матеріалу після нагріву до 900 °С і ізотермічний витримці 1 год

Підвищення температури нагрівання до 950 °С активує реакцію між титаном і диборидом титану. Процеси об'ємної та поверхневої дифузії й само дифузії не сильно проявляються. На зламах спостерігається утворення перешийків і зон спікання між частинками (рис 3.17). При даних температурно-часових режимах починається інтенсивне утворення і ріст голок. Голки TiB ростуть, як в середину титанової частинки, а також з самої частинки назовні (рис. 3.17). Даний ефект, також, веде до утворення додаткової пористості утворюючи границі контактів TiB-Ti на зовні титанових частинок. Через те, що TiB є термічно стабільною сполукою, він не взаємодіє з титановою матрицею і даний вид пористості заліковується самодифузією титану.

Під час росту голок монобориду титану спостерігається анізотропія, дифузія атомів бору є відносно швидшою в напрямку [010], тому TiB приймає голкоподібну форму в процесі росту, що призводить до високого співвідношення сторін утворених частинок [137].

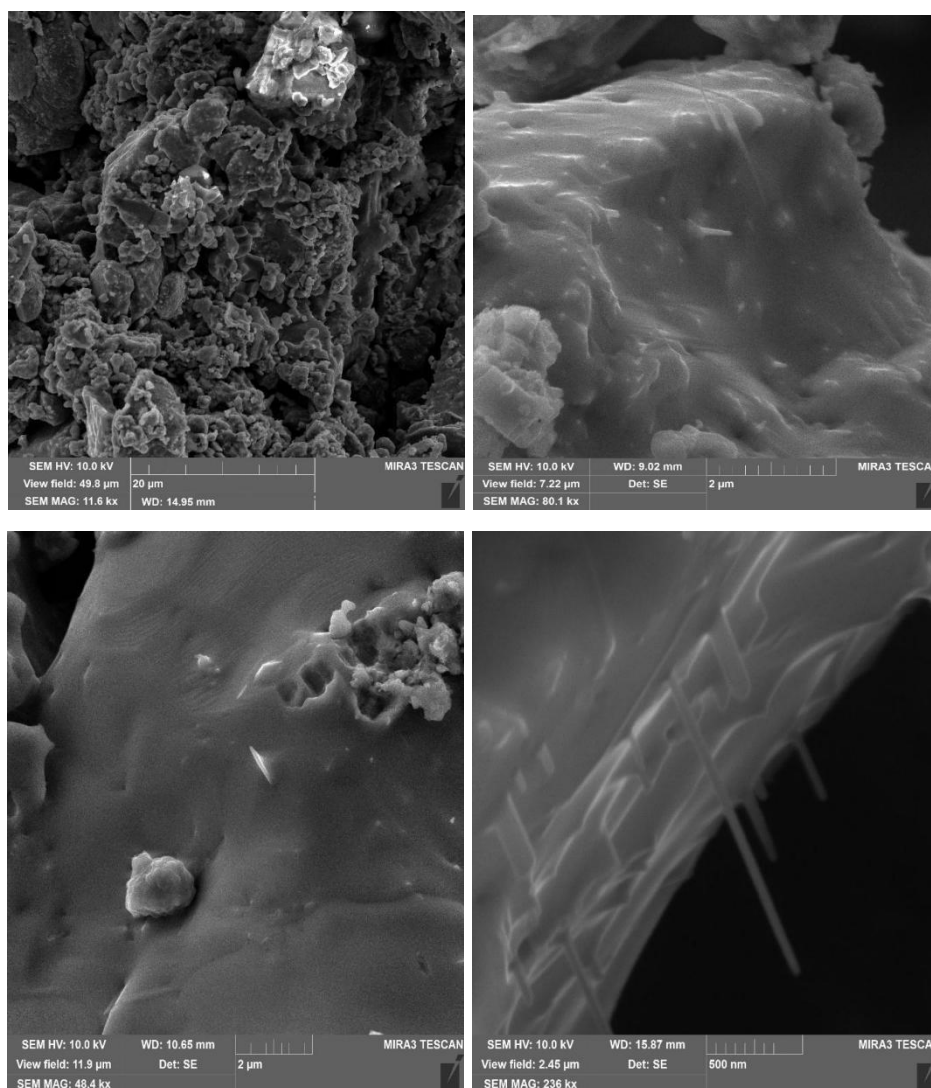


Рисунок 3.17 – Злом матеріалу після нагріву до 950 °С і ізотермічній витримці 30 хв

Дана особливість протікання реакції та ріст голок, а також відмінність між коефіцієнтами дифузії $Ti \rightarrow B$ і $B \rightarrow Ti$ ($D_{Ti} \ll D_B$), повністю пояснює збільшення лінійних розмірів при температурі нагрівання 1000 - 1200 °С (рис. 3.15,б).

Оцінка впливу тривалості ізотермічної витримки проводилась при температурі спікання даного класу матеріалів 1350 °С. Зміна густини композиційного матеріалу при різному часі витримки показана на рисунку 3.18. Усадка матеріалу відбувається найбільш активно протягом 1-2 годин ізотермічної витримки завдяки використанню гідриду титану який у свою чергу дозволяє створити умови для протікання активованого спікання. На стадії ізотермічної витримки спікання відбувається при температурах, коли титанова матриця

знаходиться в β стані, а ріст густини після 2-х годин витримки поступово уповільнюється при наближенні до її теоретичного значення.

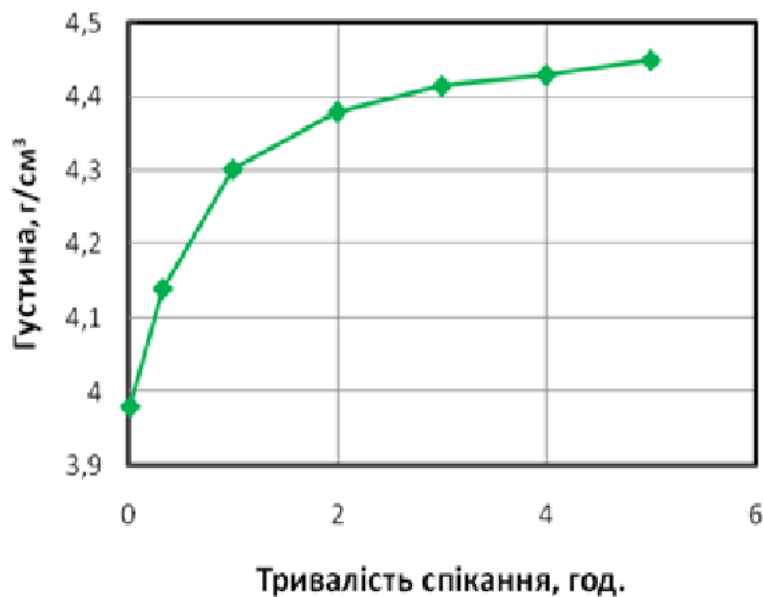


Рисунок 3.18 – Залежність густини пресовки із порошкової шихти складу $\text{TiH}_2 + 5\%$ (мас.) TiB_2 від тривалості ізоотермічної витримки при 1350 °C

Аналіз впливу тривалості ізоотермічної витримки на еволюцію мікроструктури спеченого матеріалу сильно залежить від протікання реакції між диборидом титаном і титановою матрицею. Через те, що TiB_2 у вихідній шихті не є стабільним, при підвищенні температури вони активно взаємодіють з титановою матрицею, що супроводжується виділенням часток монобориду титану, кількісний та якісний склад яких суттєво обумовлюється тривалістю ізоотермічної витримки. Процес еволюції мікроструктури, який включав одночасне спікання титанової матриці і проходження вказаної реакції з розчиненням частинок TiB_2 , зародженням і ростом частинок TiB , досліджувався для зразків, які витримували при температурі ізоотермічної витримки (1350 °C) від 1 хвилини до 5 годин.

Як видно з рисунка 3.19а за час нагріву зразків до даної температури та витримці навіть 1 хв, в титановій матриці встигають утворитися голкоподібні частинки монобориду титану. Зі збільшенням часу витримці до 20 хв спікання частинок титану супроводжується ростом густини з одночасним збільшенням кількості голок TiB (рис.3.19 б). При подальшому збільшенні часу ізоотермічної

витримки кількість голок монобориду титану залишається практично сталою без помітної зміни їх розмірів. При ізотермічній витримці 1÷5 год (рис. 3.19 в-г) еволюція структури проходить тільки за рахунок підвищення рівня густини матеріалу, який досягає значення 4,45 г/см³ після 5 год витримки (рис. 3.18).

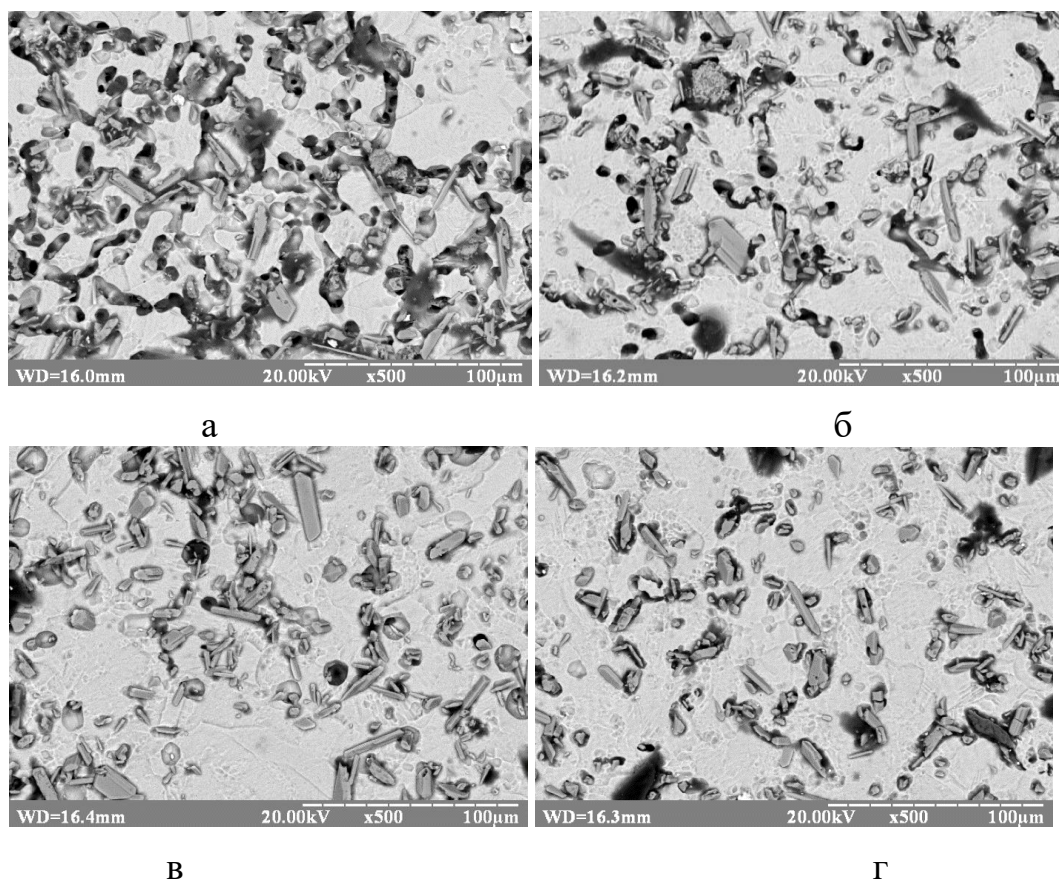


Рисунок 3.19 – Мікроструктура композиту $\text{TiH}_2+\text{TiB}_2$ після ізотермічної витримки при 1350 °С на протязі: а-1 хв.; б-20 хв.; в-60 хв.; г- 300 хв.

Створення даного класу металоматричних композитів можливе і при температурі 1250 °С і витримці 4 год, що є більш звичною температурою для синтезу титанових сплавів. Густина відповідного складу при даному режимі спікання лежить в межах 4,41-4,44 г/см³, що дає змогу відмовитись від більш високих температур і довших часів витримки.

3.3 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи $\text{TiH}_2 + \text{TiC}$

Використання TiC досить сильно обмежене через відсутність пластичності в матеріалі, навіть при підвищених температурах. Армування титанової матриці частинками карбіду титану дозволить поєднати високу міцність і високий модуль TiC із задовільною пластичністю матриці Ti , сформується композиційний матеріал, що є відносно легким і зберігає високу питому міцність і модуль навіть при високих температурах.

Отримання даного класу композиційних матеріалів відбувалось з використанням титанової матриці та частинок карбіду титану. Також можливе додавання вуглецю, проте під час синтезу карбідних частинок дифузійні процеси між титаном і вуглецем проходять в одному напрямку, що спричиняє утворення додаткових пор. Чистий вуглець доцільно використовувати коли композит виготовляється одним із методів переплавлення і карбідні частинки виростають в матричній фазі.

Процес спікання даного композиту протікає через спікання матричного матеріалу й обволікання частинок карбіду титану. Температурно-часові режими спікання відповідають матричному матеріалі через відсутність взаємодії між частинками TiC і титановою матрицею під час спікання.

Процес усадки композиційного матеріалу $\text{TiH}_2 + 10\% \text{ TiC}$ відбувається подібно усадці TiH_2 . Дилатометричні криві як для композиту, так і для гідриду титану подібні (рис. 3.20). Всі стадії усадки для гідриду титану характерні й для композиту, проте зсунуті в температурному інтервалі до більш високих значень. Найбільша відмінність спостерігається на стадії виходу водню з матеріалу.

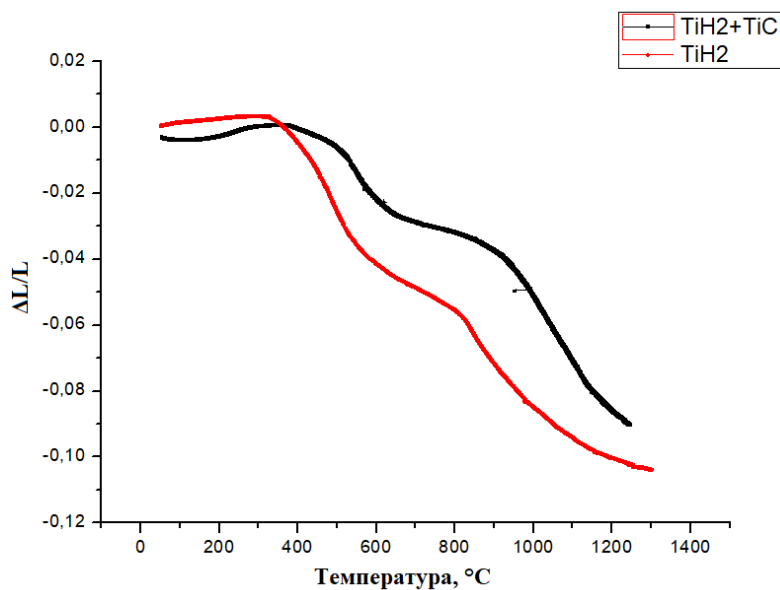


Рисунок 3.20 – Дилатометричні криві нагрівання суміші TiH_2 і композиційного матеріалу $\text{TiH}_2+10\% \text{TiC}$

Процес дегідрування супроводжується зменшенням об'єму матеріалу за рахунок фазових перетворень. Початковий δ -гідрид зберігає свою структуру до 450 °C, а далі іде перетворення до β -фази, яка стабілізована воднем, по мірі зниження концентрації водню в ґратці відбувається $\beta \rightarrow \alpha$ перехід. Під час даного процесу період ґратки матеріалу змінюється з 4.432 Å до 3,364 Å. Проте, частинки TiC ніяк не взаємодіють з матрицею, не змінюють свого об'єму і розмірів, тому композит має менш інтенсивну усадку. Частинки карбіду титану перебувають в матриці як сторонні тіла. При підвищенні температури вище 900°C іде інтенсивна усадка за рахунок дифузії між титановими частинками, які є активованими за рахунок виходу атомарного водню на стадії дегідрування.

Процес росту густини при ізотермічній витримці композиційного матеріалу $\text{TiH}_2+10\%\text{TiC}$ є стандартним (рис. 3.21). Інтенсивний ріст густини відбувається на протязі перших двох годин ізотермічної витримки матеріалу, далі сповільнюється. При витримці в чотири години досягається густина матеріалу 4,48 г/см³, подальша ізотермічна витримка не є доцільною оскільки ріст густини майже зупиняється. Також, збільшення часу ізотермічної витримки призводить до росту зерна, що також є не бажаним ефектом.

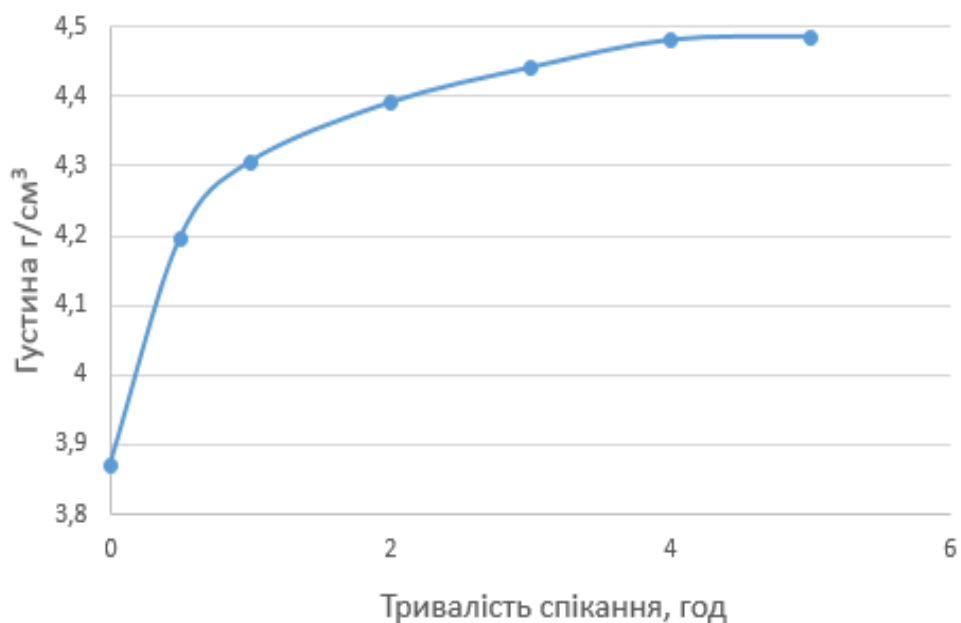


Рисунок 3.21 – Залежність густини пресовки із порошкової шихти складу $\text{TiN}_2 + 5\%$ (мас.) TiC від тривалості ізотермічної витримки при $1250\text{ }^\circ\text{C}$

Мікроструктура даного класу композитів являє собою титанову матрицю в якій рівномірно розподіленні частинки карбіду титану близькі до сферичної форми (рис. 3.22).

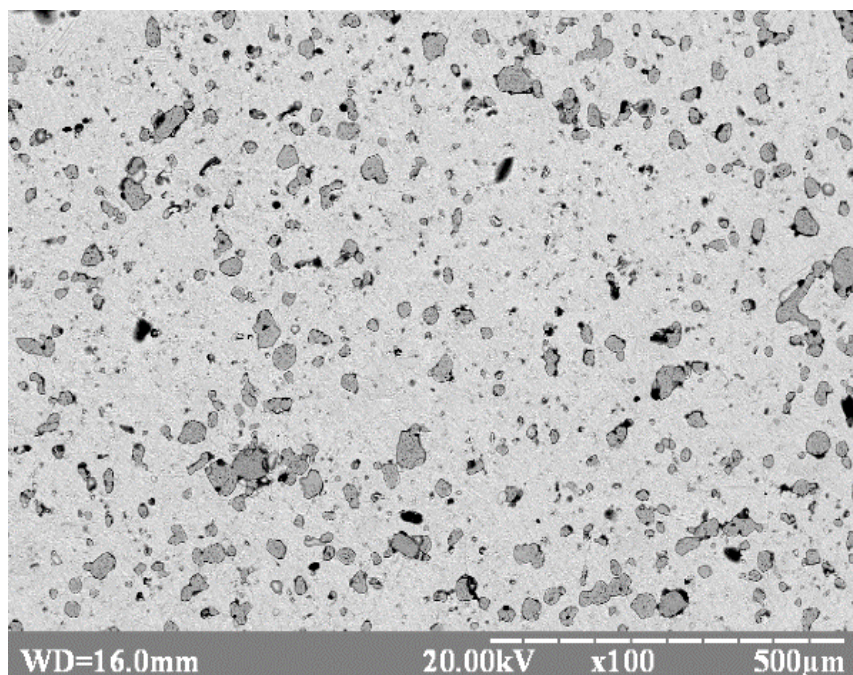


Рисунок 3.22 – Типова мікроструктура композиційного матеріалу Ti-TiC

3.5 Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей на основі системи Ti-6Al-4V як матричної складової

При створенні композиційних матеріалів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V слід враховувати взаємодію між кожним елементом суміші. Як відомо, алюміній при $\approx 660^\circ\text{C}$ починає плавитись і утворює інтерметаліди з титаном, що є не бажаним через утворення газової пористості, яка в процесі спікання не заліковується. Також, кожний із легувальних елементів має свою дифузійну рухливість, що є основним фактором в процесі гомогенізації сплавів. Враховуючи всі фактори легувальні елементи до титану додавалися в якості лігатури 60%Al-40%V.

При синтезі композиційних матеріалів відбувається одночасно 2 процеси створення сплаву з вихідних порошків, а також утворення матриці зі сплаву Ti-6Al-4V із зміцнюючими включеннями. Для композиту зі зміцнюючими частинками карбіду титану (які не взаємодіють з іншими матеріалами шихти) процес в першу чергу залежить від гомогенізації сплаву. Проте, для композитів із включеннями монобориду титану (у вихідній шихті диборид титану) одночасно відбуваються 2 процеси. При температурах вище 900°C починаються розвиватися дифузійні процеси між титаном і лігатурою (60Al-40V). Також, при цій температурі відбувається взаємодія між диборидом титану і титаном з утворенням монобориду титану (даний процес описаний в розділі 3.3). Дилатометричні дослідження композиту Ti-6Al-4V+TiB₂ (рис. 3.23) показують, що усадка композиту при нагріванні до 1200°C складає 5 %, в той час як, для сплаву Ti-6Al-4V з аналогічних лігатур досягає 8 %. Процес усадки гальмується процесами утворення монобориду титану.

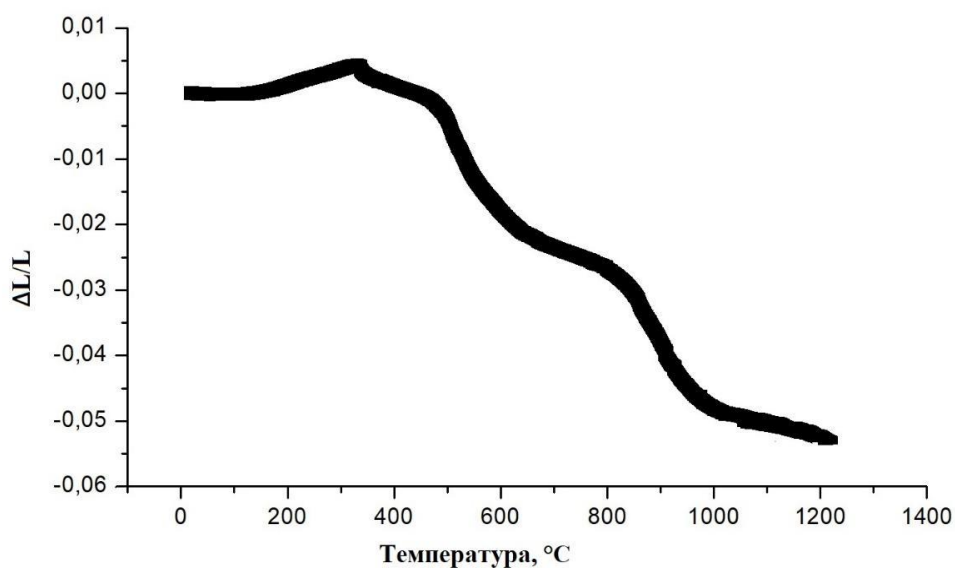


Рисунок 3.23 – Дилатометрична крива композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+TiB₂

Синтезовані композиційні матеріали мають гомогенну матричну фазу зі Форма, розподіл і розмір включень (TiC, TiB) є аналогічним, як для композитів на основі чистого титану. Даний клас композиційних матеріалів має підвищену пористість у порівнянні з відповідними композиційними матеріалами на основі титану.

Утворення додаткової пористості в даному класі композиційних матеріалів відбувається за рахунок дифузійних процесів між лігатурою і титаном. Тому, для мінімізування пористості слід підбирати оптимальний склад лігатури, а також враховувати її поведінку в процесі нагрівання і спікання. При вакуумному нагріванні в процесі дегідрування в камері створюється парціальний тиск, що може призвести до потенційної взаємодії лігатур з воднем, а саме їх тимчасовим насиченням воднем. Така взаємодія призводить до зміни лінійних ефектів в лігатурі, що має вплив на гомогенізацію і кінцеву пористість матеріалу. Дані ефекти насичення воднем різних лігатур для титанових сплавів були досліджені та описані в роботі [148]. Дана робота дозволяє визначити оптимальний склад лігатури, для досягнення мінімальних значень пористості, для синтезу композиційних матеріалів на основі титанових сплавів.

3.6 Вплив вмісту високомодульної складової на основні механічні характеристики спечених титаноматричних композитів різних компонентних груп

Отримані в результаті високотемпературної витримки композиційні матеріали характеризуються високими значеннями механічних властивостей. Наявність залишкової пористості не може не позначитись на рівні основних механічних характеристик сплаву. Незважаючи на загалом зміцнюючий характер армуючої фази в металоматричному композиті, при збільшенні вмісту останньої у вихідній шихті проявляється конкуренція між ефектами армування матричної фази, що призводить до підвищення твердості та міцності спеченого сплаву, і ефектом зменшення значень цих характеристик внаслідок наявності залишкової пористості. Визначальний вплив на механічні властивості відіграє густина (тобто вміст залишкових пор) та вміст кисню. В таблиці 3.2 представлено основні механічні властивості металоматричних композитів на основі технічно чистого титану зміцнених карбідом титану та моноборидом бору.

Таблиця 3.2. Основні механічні характеристики композиційних матеріалів, отриманих спіканням 1250 °С, 4 год.

Матеріал	б _{0,2} , МПа	б _в , МПа	δ, %	ψ, %
Ti	548	640	9,64	12,64
Ti-5%TiC	654	665	1,7	1,9
Ti-10%TiC	480	551	0,14	0,16
Ti-5%TiB	703	770	2,46	2,57
Ti-10%TiB	544	621	0,19	0,22

Так, з рисунка 3.24 видно, що спечені зразки, отримані з гідриду титану без використання армуючої фази, мають міцність на розтяг близько 650 МПа при видовженні ≈ 10 %. Ці показники є порівняними із вимогами стандартів для технічно чистого титану (Grade 4). Введення до складу шихти 5 % порошку зміцнюючої фази (TiB, TiC), незважаючи на деякий ріст пористості спеченого сплаву у порівнянні з чистим титаном, призводить до помітного підвищення

міцності композиційних матеріалів (рис. 3.24), та супроводжується зниженням пластичності (рис. 3.25).

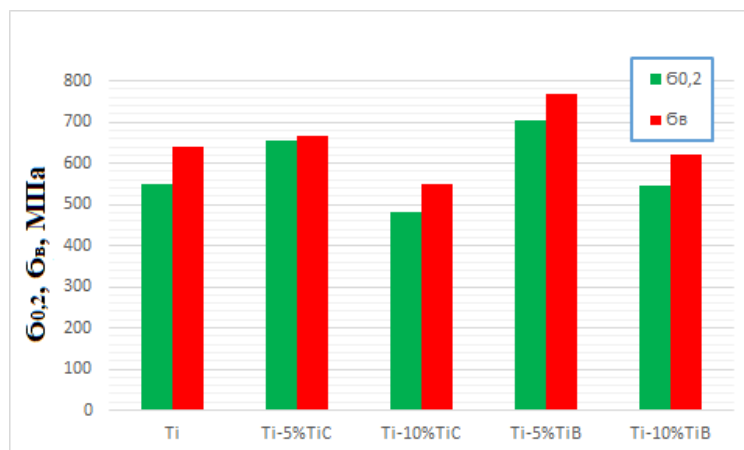


Рисунок 3.24 – Залежність основних характеристик міцності композиційних матеріалів від кількості армуючої фази

При збільшенні вмісту високомодульної складової в шихті до 10% негативний вплив підвищення пористості превалює над зміцнюючим ефектом шляхом наявності армуючих включень і міцність останнього на розтяг зменшується. Крім того, таке збільшення вмісту армуючої складової у спеченому матеріалі (отже великої пористості), призводить також до катастрофічного зниження його пластичних характеристик, що не перевищують 0,3-0,5 %.

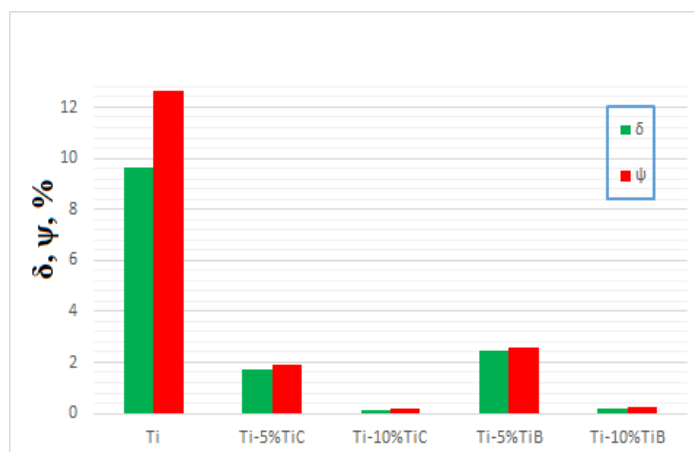


Рисунок 3.25 – Залежність основних характеристик пластичності композиційних матеріалів від кількості армуючої фази

Типові криві розтягу технічно чистого титану та композитів з різним вмістом армуючої фази представлені на рисунку 3.26. Порівняння виду діаграм « σ

– ϵ » для матеріалів з різним вмістом високомодульної складової показало їх значну відмінність, обумовлену їх суттєво різною пластичністю. Тоді як, для деформаційної кривої титану, спеченого без добавок високомодульних сполук, характерним є наявність значної по величині ділянки пластичної деформації (площинки текучості), на якій деформація росте практично без збільшення напружень, то в композиті отриманому з шихти з 5 % армуючої складової, довжина цієї ділянки суттєво зменшується, а при збільшенні вмісту армування в шихті до 10 % вид діаграми « $\sigma - \epsilon$ » відповідає вже крихкому руйнуванню.

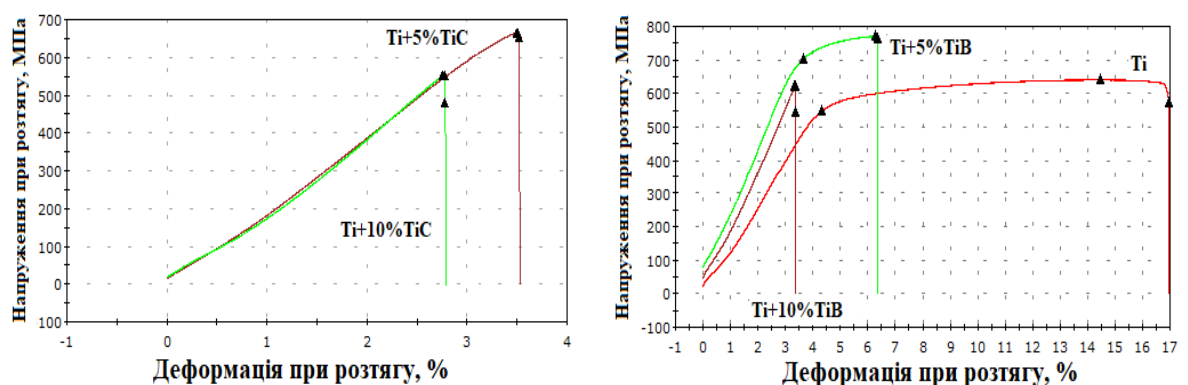


Рисунок 3.26 – Типові деформаційні криві для випробувань спечених матеріалів різних складів на розтяг

При дослідженні поверхонь руйнування (рис. 3.27) композиційних матеріалів з 5% армуючої складової спостерігаються досить крихке руйнування з малими ступенями пластичної деформації. При збільшенні зміцнюючої фази до 10% не спостерігається області пластичної деформації, що свідчить про чисто крихке руйнування композиційного матеріалу. Ведення TiC і TiB в титанову матрицю призводить до зменшення механічних властивостей, проте головну роль грає зниження пластичності через підвищену пористість композитів зі збільшенням зміцнюючої фази. В композитах з 5 % армуючої фази відбувається підвищення пористості до 3-4 %, а при 10 % армуючої фази підвищується до 7-8 %, що значно підвищує крихкість композиту.

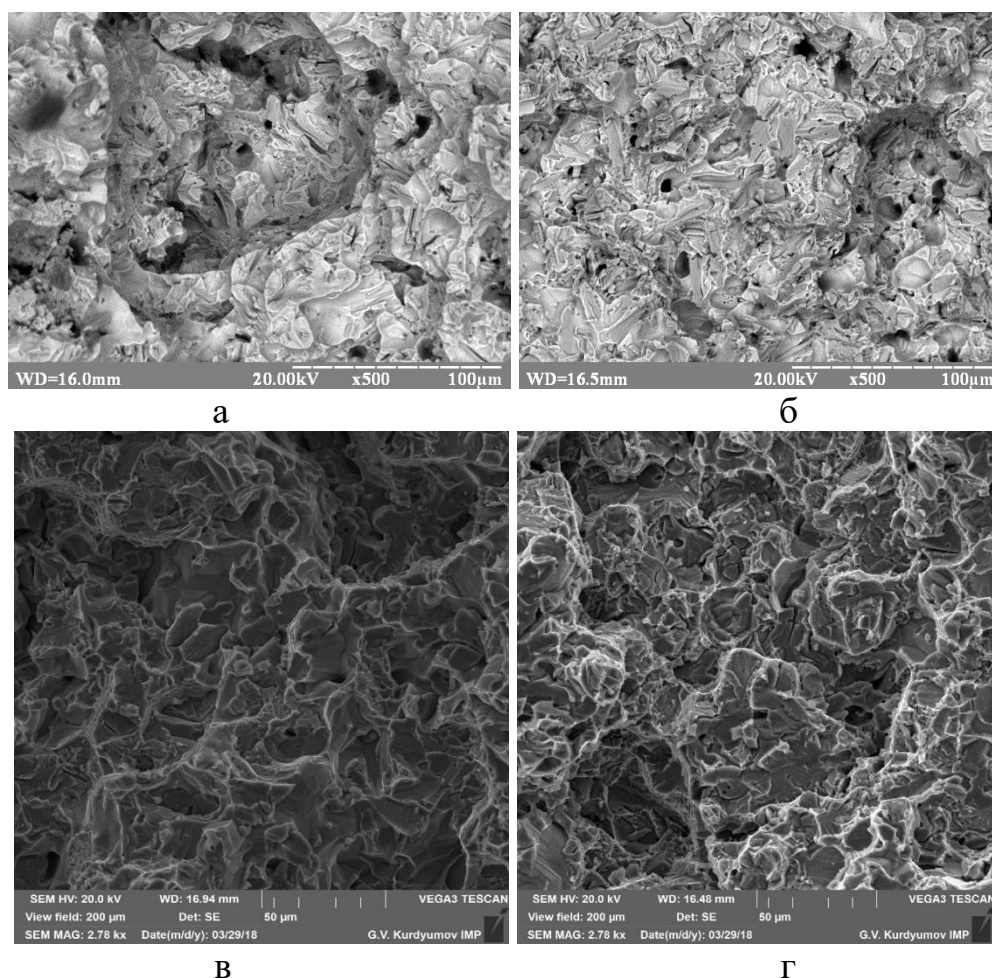


Рисунок 3.27 – Поверхні руйнування при випробуванні на розтяг: а-Ti/5%TiB, б-Ti/10%TiB, в-Ti/5%TiC, г-Ti/10%TiC

Враховуючи принципово різні механізми деформації при розтягу для досліджуваних композитів різних компонентних складів з TiB_2 , було проведено порівняння їх механічних характеристик при випробуванні на стиск. Як показали отримані результати (рис. 3.28), на відміну від випробувань на розтяг, при стиску величини як границі пропорційності, так і границі пластичності монотонно ростуть зі збільшенням вмісту TiB_2 в шихті незважаючи на збільшення пористості останніх. Така закономірність, очевидно, обумовлена суттєво меншим впливом пористості матеріалу на величину опору деформуванню при стиску у порівнянні з розтягом внаслідок зменшення величини пористості при осаджуванні заготовок, що підтверджується також результатами теоретичних розробок, наведених, зокрема, в роботі [149].

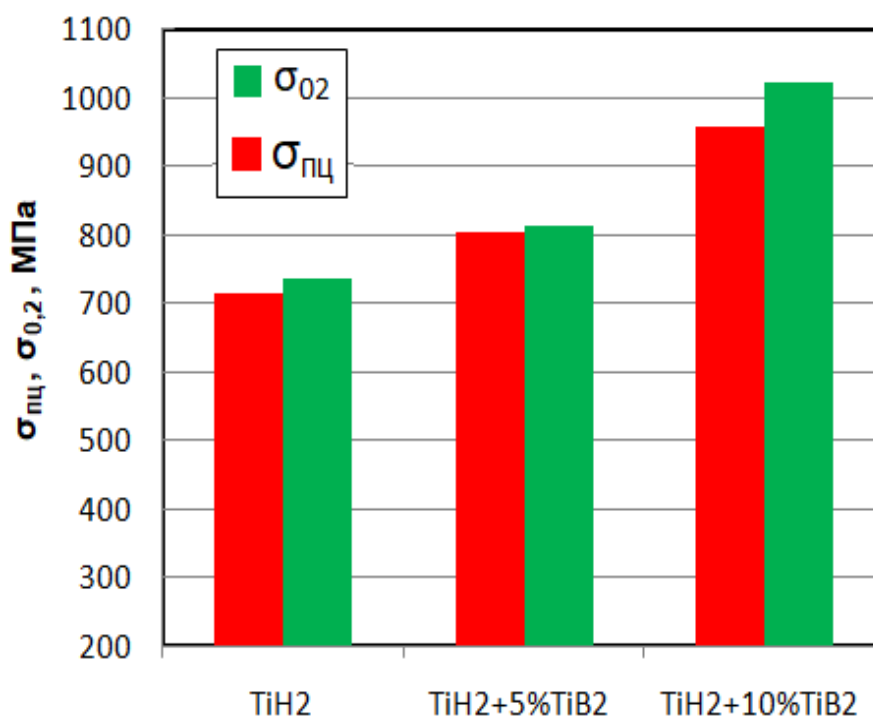


Рисунок 3.28 – Залежність механічних характеристик на стиск від вмісту дибориду титану у вихідній шихті

Фрактографічний аналіз поверхонь зламів, отриманих після випробувань матеріалів різного компонентного складу на стиск показав, що для зразків, отриманих з порошків гідриду титану без боридних включень, поверхня злому має характерну для пластичного деформування ямкову та частково згладжену внаслідок ковзання структуру руйнування (рис. 3.29 а,г), тоді як для композиту з максимальним вмістом армуючої складової (10 % TiB) спостерігається структура злому, характерна для крихкого руйнування (рис. 3.29 в,е). При великих збільшеннях в структурі поверхні руйнування спостерігаються сліди ковзання включень TiB по титановій матриці, а також поперечні мікротріщини, що свідчить про чисто крихкий характер руйнування такого матеріалу.

Для зразків з 5% TiB, на поверхні руйнування можна відстежувати, як локальні області з ямковою структурою руйнування, характерною для пластичної деформації, так і сліди ковзання уламків твердих боридних голок по матричній фазі, а також незначну кількість поперечних тріщин, характерних для крихкого руйнування.

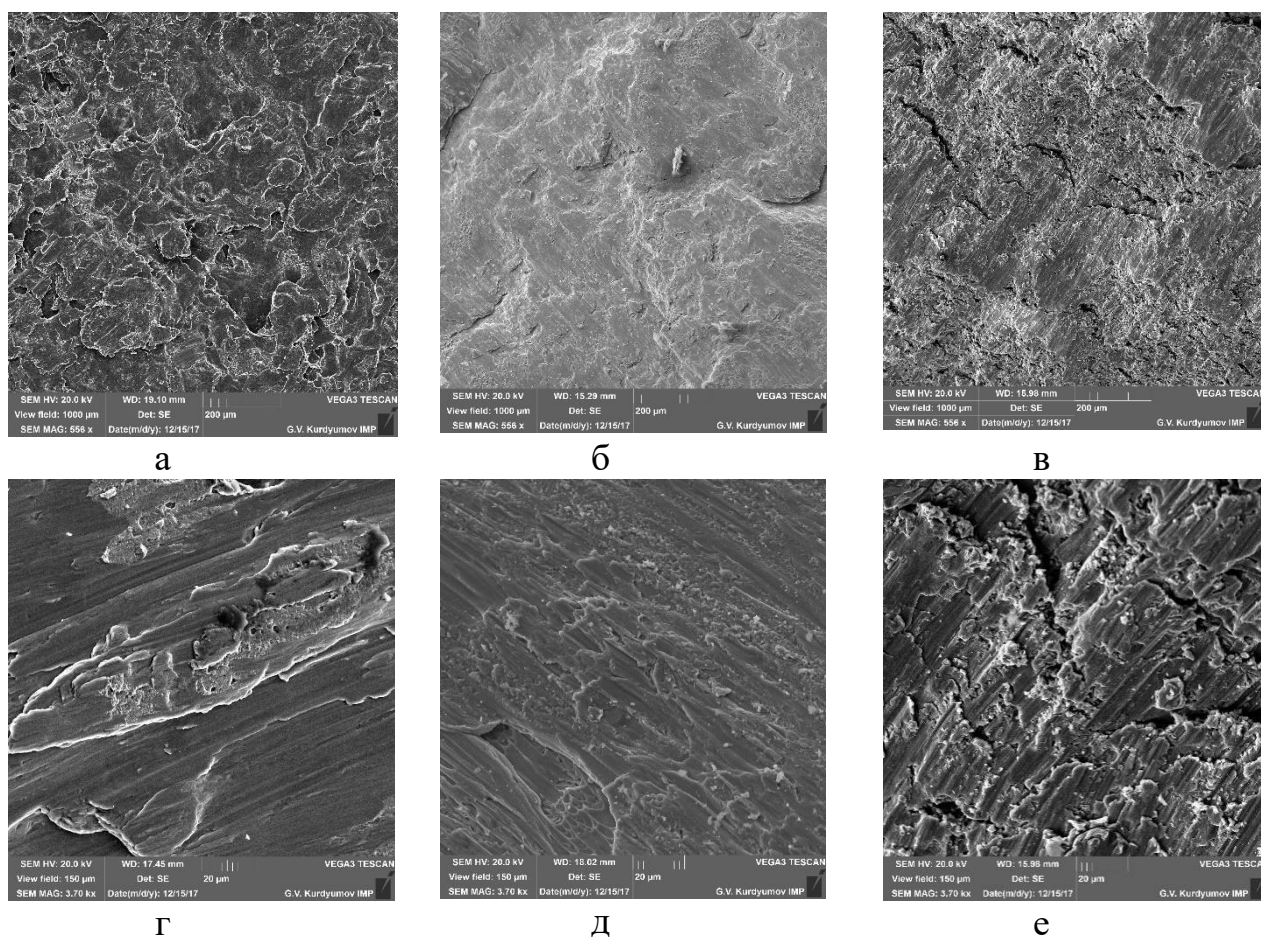


Рисунок 3.29 – Поверхня зламів після випробування на стиск для матеріалів спечених із порошку TiH_2 (а, г), шихти $\text{TiH}_2+5\%\text{TiB}_2$ (б, д) та $\text{TiH}_2+10\%\text{TiB}_2$ (в, е)

В таблиці 3.3 представлені основні механічні характеристики при розтягу композиційних матеріалів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V з армуючими фазами TiB та TiC. Чистий сплав має задовільне співвідношення між міцністю і пластичністю, тоді як композити, що містить частинки карбіду титану або монобориду титану є абсолютно крихкими.

Таблиця 3.3. Основні механічні характеристики при розтягу композиційних матеріалів на основі титанового сплаву BT6 (Ti-6Al-4V)

Матеріал	$\sigma_{0,2}$, Мпа	σ_B , Мпа	δ , %	ψ , %
BT-6	886	969	4,9	8,27
BT-6-5%TiC	589	708	0,17	0,22
BT-6-10%TiC	553	618	0	0
BT-6-5%TiB	755	847	0,23	0,26
BT-6-10%TiB	423	512	0	0

Додавання частинок TiB і TiC в матричну фазу зі сплаву Ti-6Al-4V супроводжується зменшенням пластичності матеріалу, через те, що відповідні частинки абсолютно крихкі, також зі збільшенням вмісту армуючих складових пористість композиційного матеріалу збільшується, що призводить до зниження пластичності. При введенні 5 % TiB і TiC міцність композитів зменшується на 100 та 200 МПа (рис. 3.30), відповідно, і пластичні характеристики падають до нуля, що пояснюється великим впливом додаткової пористості при випробуваннях на розтяг. При збільшенні вмісту армуючої фази до 10 % спостерігається чисто крихке руйнування при значно менших навантаженнях.

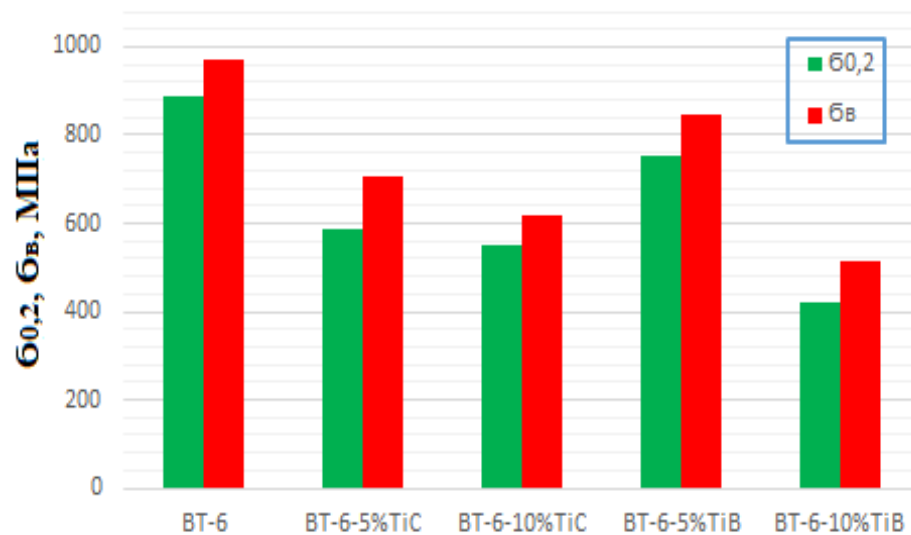


Рисунок 3.30 – Залежність основних характеристик міцності від кількості армуючої фази

Мікроструктура композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+TiB (рис. 3.31 а,б) після розтягу біля поверхні руйнування характеризується наявністю зруйнованих (розтріснутих) голок TiB (рис. 3.31 б (А,В)). На процес руйнування мали вплив, як залишкові пори, так і голкоподібні включення монобориду титану, проте не було знайдено впливу мікроструктури матричного матеріалу на процес розповсюдження тріщини, що можна пояснити надто низькою пластичністю матеріалу в цілому. Для композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+TiC процес руйнування значно відрізняється. Тверді частинки карбіду титану виступають в ролі елемента, що ініціює утворення тріщини в матриці на деякій відстані від

поверхні руйнування (рис. 3.31 в (А,С)). Як і в попередньому випадку, залишкові пори також беруть участь в процесі руйнування. Але на відмінно від композитів з TiB в даному випадку в процесі руйнування також бувають участь між фазні α/β - границі, та спостерігається зародження нових пор, очевидно, через інтенсивний розвиток пластичної деформації в деяких місць, вільних від твердих частинок і залишкових пори. Слід також зазначити, що поблизу поверхні тріщини (де спостерігалася висока пластична деформація), сферичні пори утворювалися навколо частинок карбіду титану (рис. 3.31 г (Е)) - іншими словами, відбувалося відокремлення карбідної частинки від матриці.

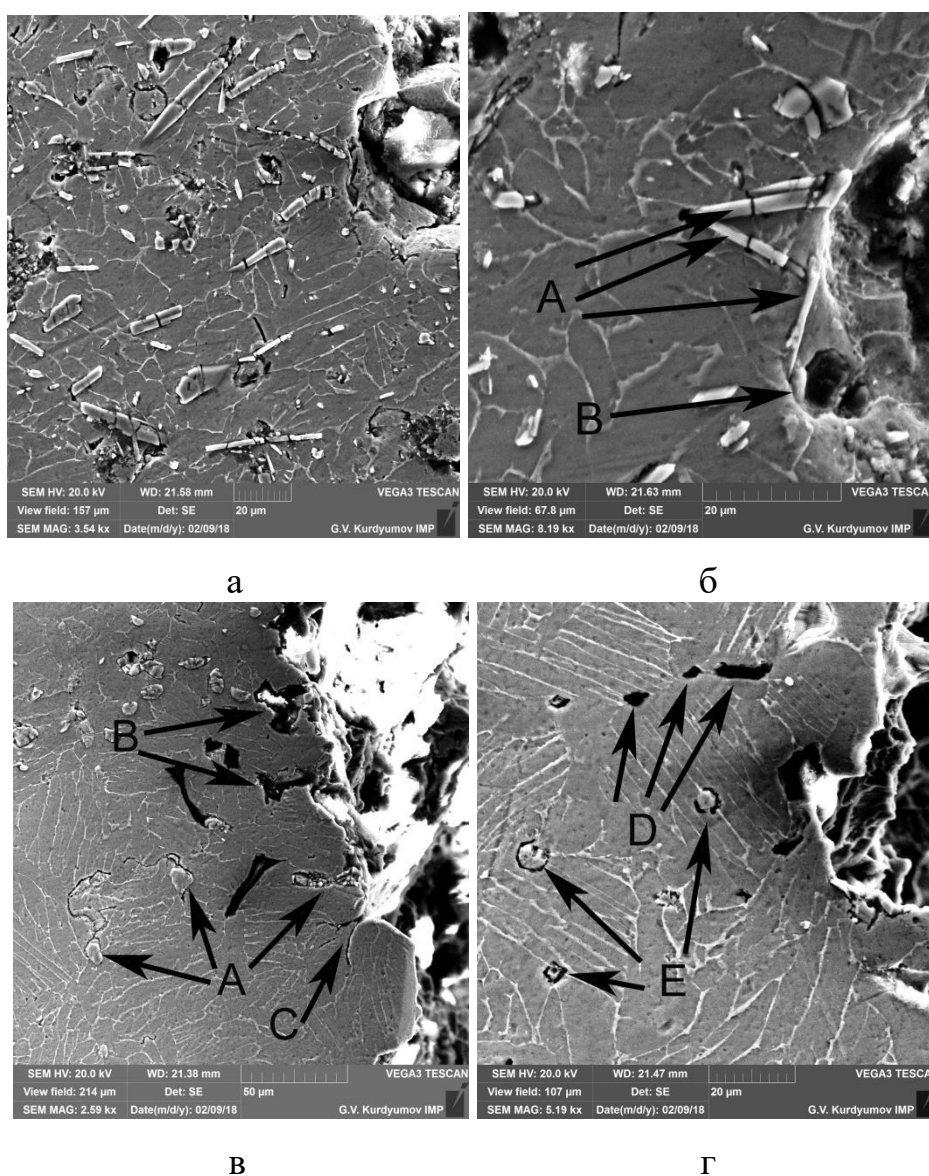


Рисунок 3.31 – Мікроструктура поверхонь руйнування композиційних матеріалів на основі сплаву Ti-6Al-4V з: а,б - TiB, в,г - TiC

3.3 Висновки до розділу

Показана ефективність використання вихідного порошку гідриду титану замість серійного титанового порошку в якості матеріалу основу для синтезу спечених металоматричних композитів на основі титану.

Досліджено вплив типу зміцнюючих частинок на структуру та процес ущільнення при утворенні металоматричних композитів. Показано, що найефективніше використання частинок TiC і TiB_2 в якості зміцнюючої фази в титані.

Використання термодинамічно стійкої сполуки карбіду бору призводить до утворення більшої пористості та не повної взаємодії B_4C з титаном.

Використання аморфного бору при синтезі металоматричних композитів не є доцільним через утворення великої вторинної пористості (близько 10%) яка в процесі високотемпературного синтезу не заліковується.

Дослідження кінетики процесу спікання пресовок з порошкової суміші TiH_2+TiB_2 показало, що ріст густини пресовок відбувається ще на стадії їх нагрівання в інтервалі температур 400-800 °C, що супроводжується дегідруванням порошку основи. В процесі спікання при 1350 °C помітна усадка відбувається найбільш активно протягом перших 1-2 годин ізотермічної витримки, після чого ріст густини поступово уповільнюється при наближенні до її теоретичного значення.

Показано, що лінійна усадка матеріалу з добавками TiB_2 при досягненні температур спікання є значно меншою, ніж для порошку гідриду титану, і не перевищує $1,5 \div 2$ % на відміну від 10 % для гідриду титану без боридів. Зі збільшенням вмісту боридної фази в титановій матриці усадка в процесі спікання зменшується.

Показано на сплаві $Ti-6Al-4V$, що вміст лігатури (60Al-40V) не має впливу на утворення голок монобориду титану при синтезі композиційних матеріалів системи $Ti-Ti/TiB$.

Досліджено механічні властивості композиційних матеріалів на основі чистого титану та сплаву Ti-6Al-4V з різним вмістом зміцнюючої складової. Величини значень міцності на розтяг, твердості та модуля пружності, незважаючи на деякий ріст пористості спеченого сплаву, зростають при введенні в склад шихти 5 % порошку TiB_2 , тоді як збільшення вмісту високомодульної складової в шихті до 10 % призводить до зменшення рівня вказаних характеристик. Пластичність спечених сплавів монотонно зменшується при збільшенні вмісту боридної складової.

На відміну від випробувань на розтяг, при стиску механічні характеристики матеріалу монотонно зростають зі збільшенням вмісту TiB_2 в шихті незважаючи на збільшення пористості останніх, що обумовлено різною поведінкою включень TiB та меншим впливом пористості при випробуваннях на стиск у порівнянні з розтягом.

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ ОПЕРАЦІЇ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

4.1 Особливості процесу гарячого штампування титаноматричних композитів

Процес гарячого штампування пористих заготовок відрізняється від інших операцій гарячої обробки тиском і має ряд переваг над ними. Створення виробів відбувається паралельно до створення структури та властивостей матеріалу. Оптимальним варіантом для досягнення без пористого стану матеріалу є гаряче штампування в закритих та напівзакритих штампах, оскільки при інших варіантах процесу не можливо досягти без пористого стану по всьому об'єму матеріалу, при віддалені від центру заготовки залишаються не заліковані пори. Під час гарячого штампування в закритому та напівзакритому штампі відбувається всебічне не рівномірне стиснення, що призводить до максимального ступеня ущільнення матеріалу за рахунок комбінації стискаючих та зсувних напружень.

Враховуючи факт значного зростання пористості композиційних матеріалів зі збільшенням вмісту армуючої фази, особливо TiB_2 , було прийнято рішення провести гаряче штампування, для покращення фізико-механічних характеристик виробів. Гаряче штампування пористих металоматричних композитів є одним із найбільш ефективних процесів порошкової металургії, який забезпечує отримання щільних (майже без пористих) виробів, в тому числі та складної форми. За технологією описаною в розділі 3 були виготовлені композиційні матеріали системи Ti-TiB з різним вмістом дибориду титану 5%, 7,5% та 10% (рис. 4.1a).

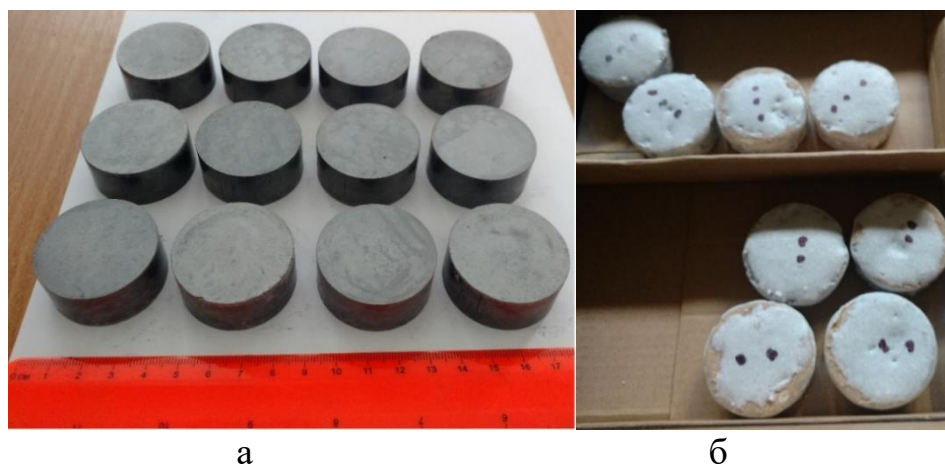


Рисунок 4.1 – Композиційні матеріали системи Ti-TiB для гарячого штампування: а – вихідні зразки; б – зразки із захисним покриттям

Основною проблемою при гарячому штампуванні титанових виробів є висока реакційна здатність титану. Оскільки для композиційних матеріалів з високомодульними сполуками температура нагрівання зразків для штамповки складає 1100 °С основною задачею є захист виробів від атмосферних газів. Незважаючи на те, що середовище печі продувається аргоном це не дозволяє уникнути катастрофічного окислення титанових виробів. Методи нагрівання в інертних середовищах не дають результату оскільки є операції транспортування виробу до штампу і сам процес штампування який відбувається на повітрі. Оптимальне рішення полягає в нанесенні захисних покриттів які працюють при високих температурах і не взаємодіють з титаном, одночасно метод їх нанесення повинен бути економічно і технологічно простим. Нанесення покриттів є досить складним і не економічним процесом. Оптимальний варіант розв'язання даної проблеми полягає в нанесенні покриття зі скла на титанові вироби. Занурення виробів в розплавлене скло є енергетично затратною і непростотою операцією, тому наносилось порошкові покриття скла на титанові вироби (рис. 1б). Нанесення чистого порошкового скла не забезпечує надійної адгезії після сушки, а також покриття має високу точку плавлення. Для покращення адгезії використовували суміш порошків скла і бури, також бура знижує температуру

плавлення скла, що є позитивним ефектом. Після гарячого штампування отримувалися циліндричні зразки (рис 4.2).



Рисунок 4.2 – Зовнішній вигляд зразків після процесу гарячого штампування

4.2 Особливості структури та властивості гаряче штамованих композитів системи Ti-TiB

Мікроструктура композиційних матеріалів системи Ti-TiB різного складу представлена на рисунку 4.3. Дослідження зразків, отриманих після гарячого штампування пористих заготовок, показали, що композиційні матеріали з різним складом армуючої складовою мають безпористий стан. Штампування матеріалу не призводить до орієнтованого напрямлення голок TiB в титановій матриці вони також розташовані хаотично. При збільшенні вмісту TiB_2 у вихідній шихті в композиційних матеріалів з 7.5%, а особливо 10% TiB утворюється скупчення з частинок TiB, що є звичайною справою для створення даного класу композиційних матеріалів [137]. На рисунку 4.3д видно дірки в матричній фазі які мають форму ідеального шестигранника. Під час різки та шліфування матеріалу невеликі голки TiB були видалені з матричної фази.

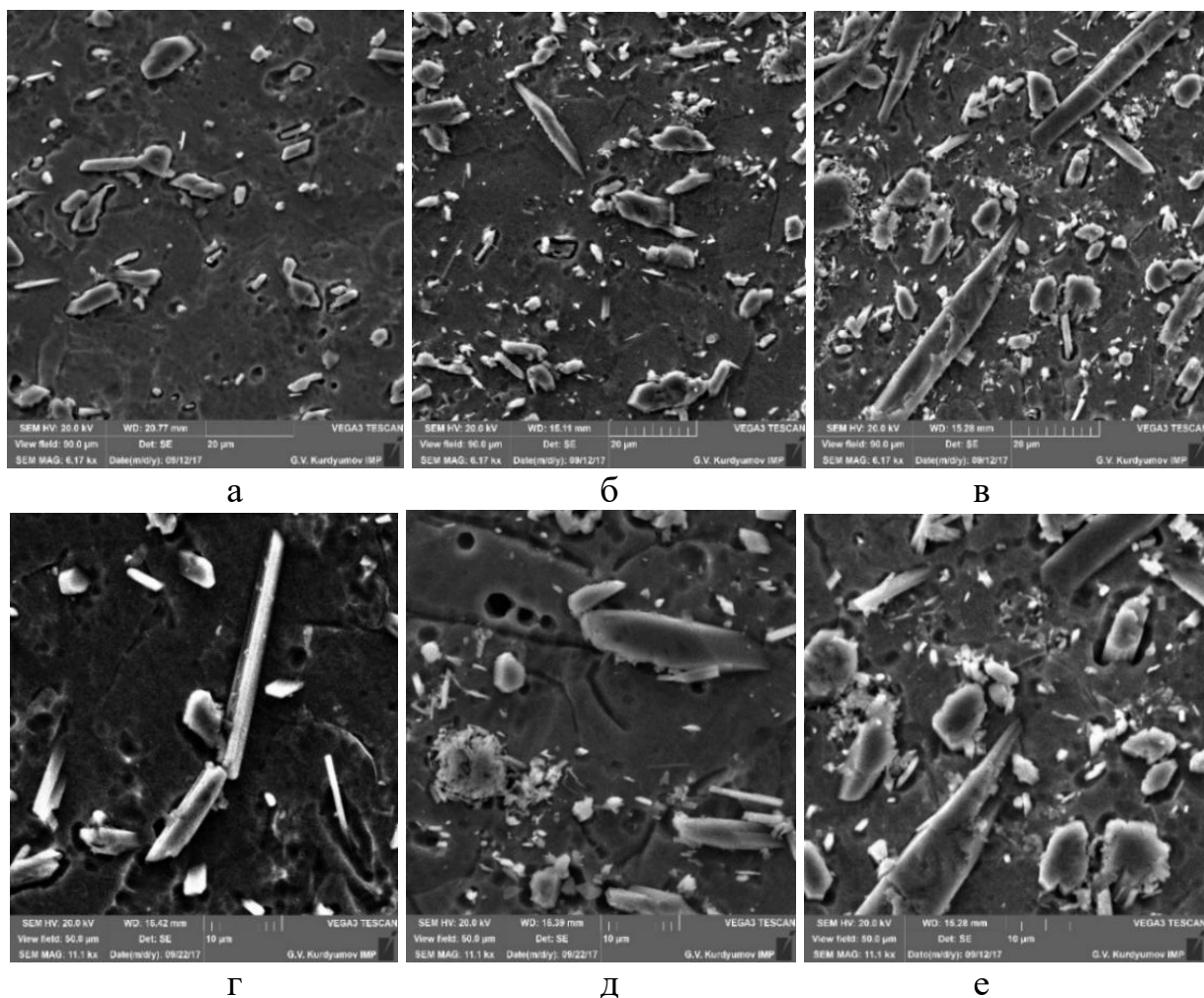


Рисунок 4.3 – Мікроструктура титанових композиційних матеріалів після гарячого штампування: а, г – Ti-5%TiB, б, д – Ti-7,5%TiB, в, е – Ti-10%TiB

На рисунку 4.4 наведена карта розподілу бору і титану в композиційному матеріалі Ti-TiB. Як видно з розподілу голки мають значно менше титану, а також бор знаходиться в межах голок. Матрична фаза не збагачена бором, під час реакції розпаду TiB_2 бор не дифундує в матрицю, а весь переходить в моноборид титану. Також слід зазначити, що процес штампування не впливає на зміцнюючу фазу композиту.

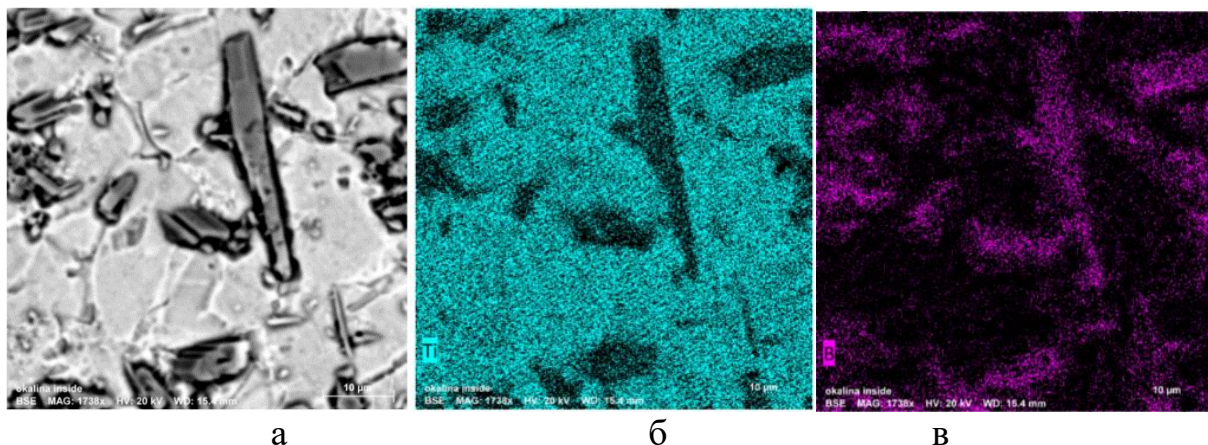


Рисунок 4.4 – Розподіл бору і титану в композиційному матеріалі Ti-TiB:
а- область дослідження, б – розподіл титану, в – розподіл бору

Результати дослідження основних механічних властивостей титаноматричних композитів системи Ti-TiB після гарячого штамповки (рис 4.5) показали, що матеріал характеризується анізотропією властивостей в напрямку штампування. Різниця у властивостях в напрямку гарячої штампування і в перпендикулярному напрямку складає: для композиту $\text{TiH}_2+10\%\text{TiB}$ межа пропорційності на 480 МПа більша в напрямку штампування, а границя текучості на 200 МПа, а для композиту $\text{TiH}_2+5\%\text{TiB}$ різниця в межі пропорційності складає 290 МПа, а границі текучості 95 МПа. Твердість композиційних матеріалів зростає зі збільшення армуючої фази. Всі характеристики на відміно від спечених зразків, де суттєвий вплив мала пористість, зростають зі збільшенням вмісту армуючої фази.

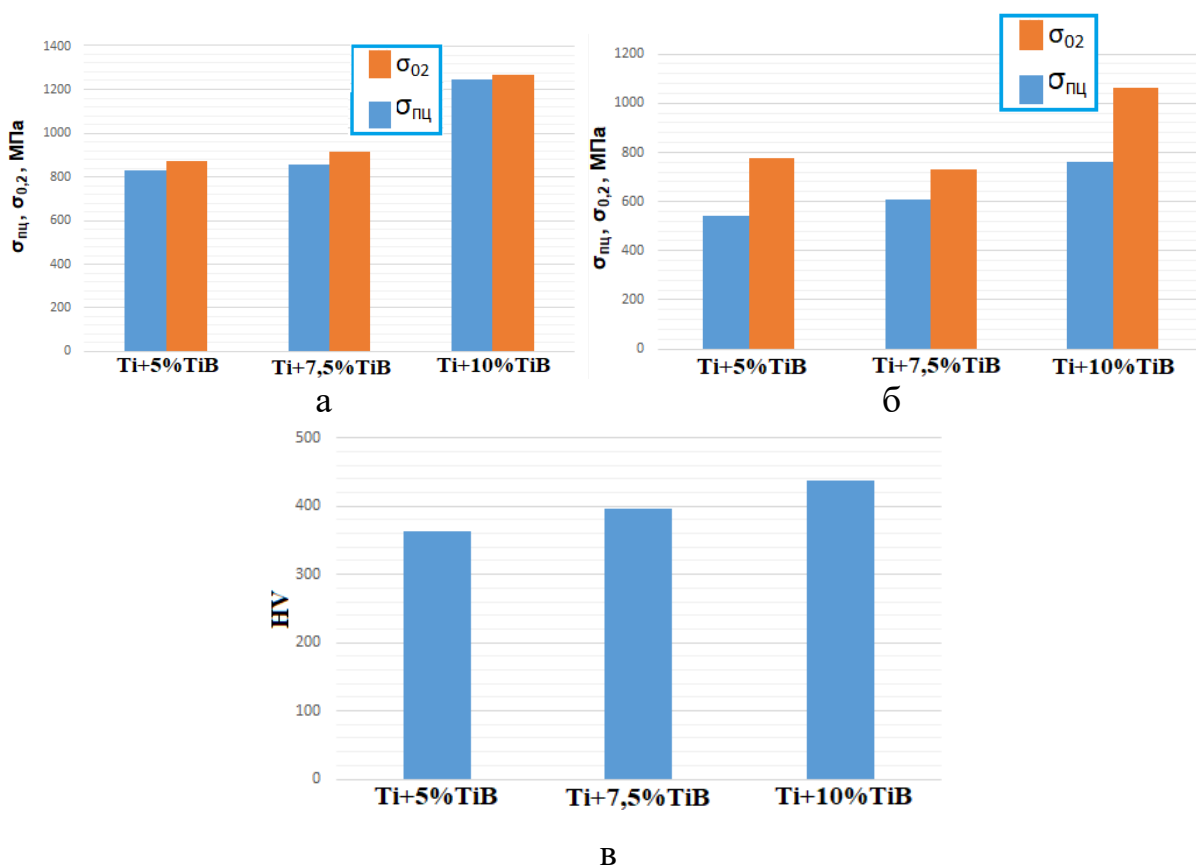


Рисунок 4.5 – Основні механічні характеристики композиційних матеріалів системи Ti-TiB після гарячого штампування: а – механічні характеристики в напрямку штампування, б – механічні характеристики перпендикулярно до напрямку штампування, в – твердість по Віккерсу

Фрактографічний аналіз поверхонь зламів (рис. 4.6), отриманих після випробування композиційних матеріалів різного складу на стиск показав, що для композиційних матеріалів з 5% TiB спостерігається значні області з ямковою структурою, що свідчить про пластичну деформацію матеріалу. Проте вже при 10% TiB такі області відсутні, що говорить, що даний тип матеріалу руйнується крихко. В проміжному стані з 7,5 % TiB спостерігаються незначні області пластичної деформації. Також на зламах чітко спостерігаються сліди ковзання твердих частинок TiB по титановій матриці під час руйнування. Всі зразки руйнувалися класично під кутом 45° , тому під час руйнування було ковзання однієї частини матеріалу по іншій, що призвело до згладжування поверхні руйнування.

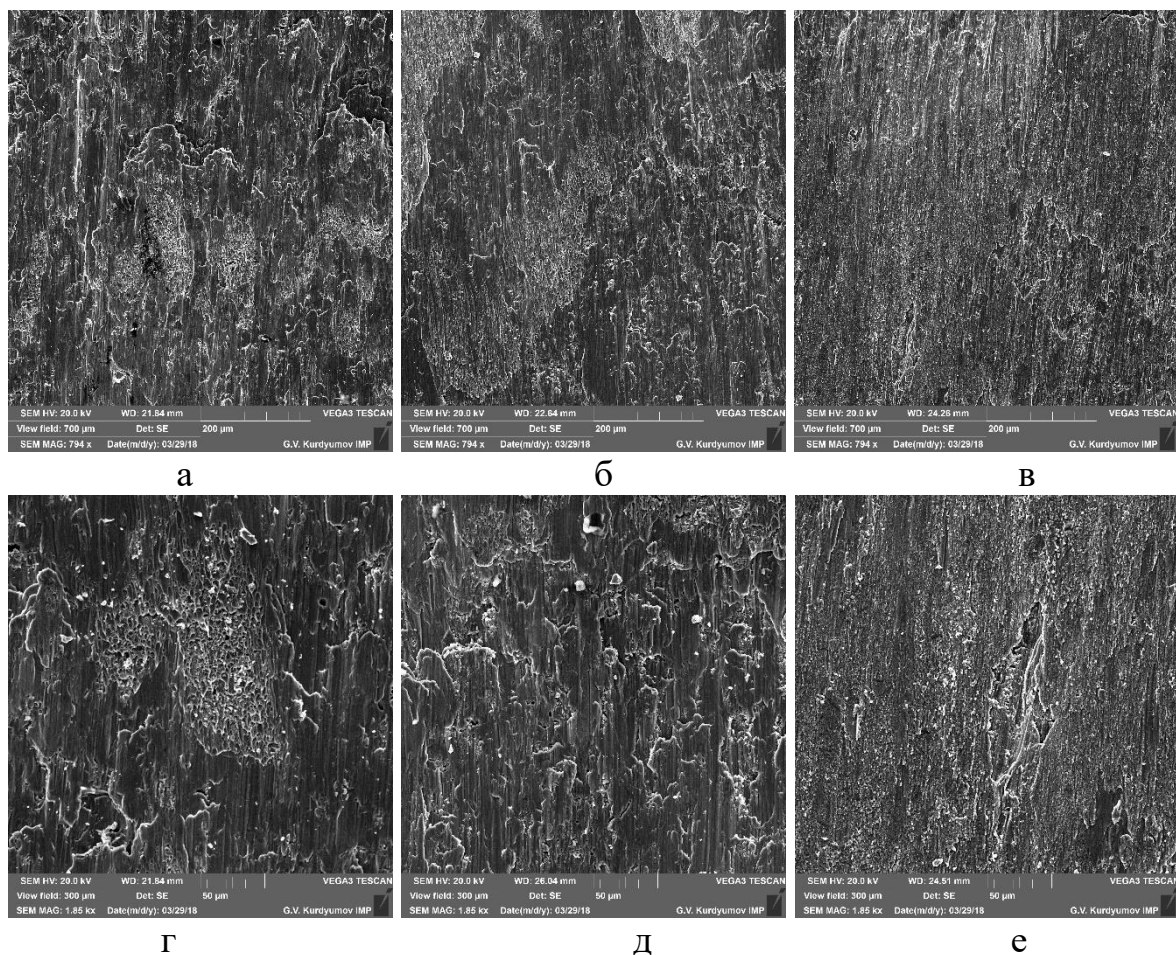


Рисунок 4.6 – Поверхні зламів після випробування на стиск композиційних матеріалів системи Ti-TiB: а, г – Ti-5%TiB, б, д – Ti-7,5%TiB, в, е – Ti-10%TiB

4.3 Структура та властивості гаряче штампованих композитів на основі матричного сплаву системи Ti-6Al-4V

Аналогічно до гаряче штампованих композиційних матеріалів системи Ti-TiB, було виготовлено і проведено процес гарячого штампування композитів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V з 5, 10% високомодульних частинок TiB і TiC. Мікроструктура гаряче штампованих композитів Ti-6Al-4V+5%TiB (рис. 4.7 а, б), Ti-6Al-4V+10%TiB (рис. 4.7 в, г) характеризується матрицею з титанового сплаву Ti-6Al-4V в якому хаотично розподілені голки TiB. Зі збільшенням вмісту монобориду титану в композиційному матеріалі починає з'являтися скупчення TiB аналогічно до композитів на основі титану. Як для 5% так і для 10% TiB в

композиційному матеріалі, після гарячого штампування, відсутня залишкова пористість.

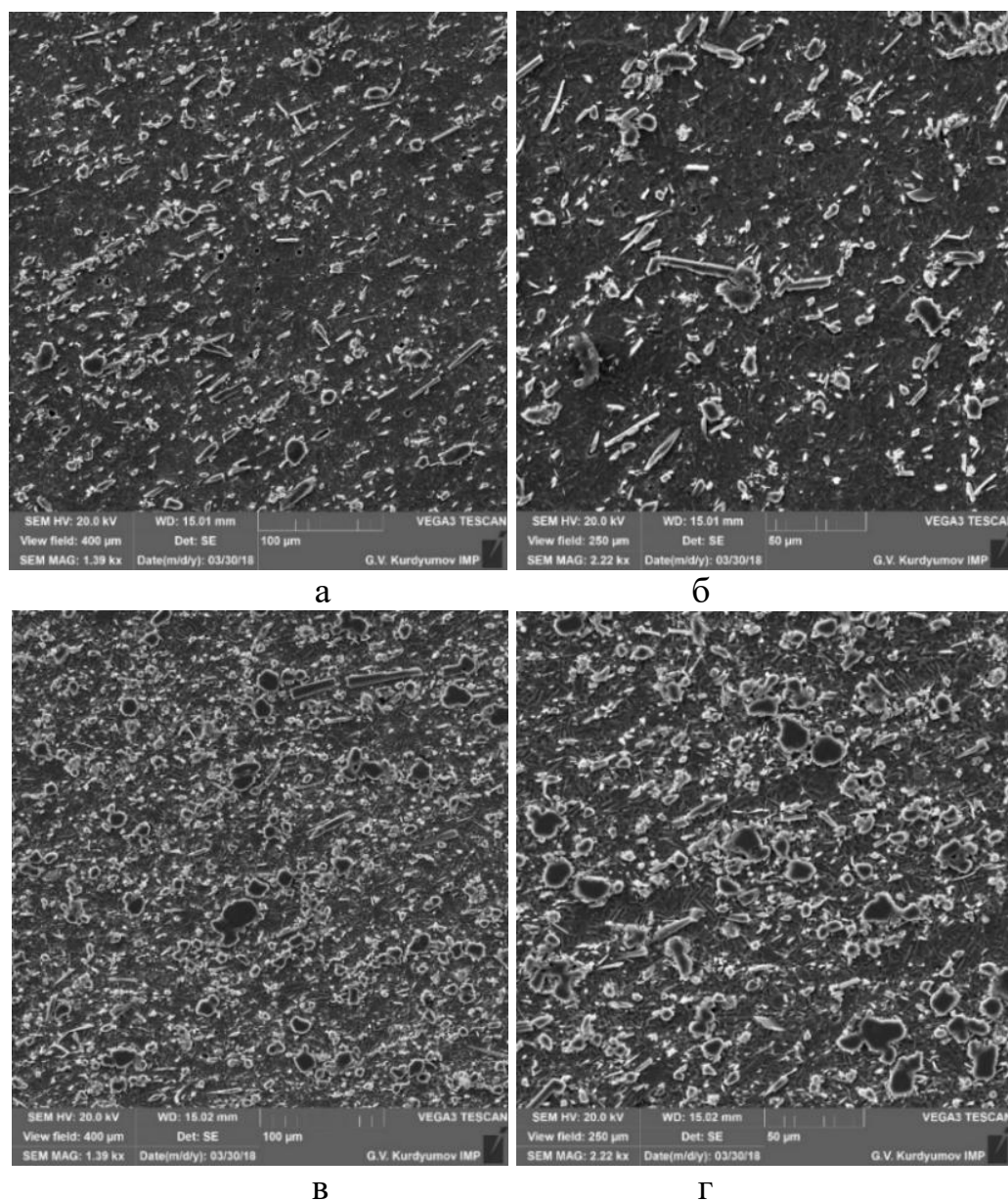


Рисунок 4.7 – Мікроструктура композиційних матеріалів на основі сплаву Ti-6Al-4V з армуванням TiB: а, б – Ti-6Al-4V+5%TiB, в, г – Ti-6Al-4V+10%TiB

Дослідження розподілу кожного елемента в матриці представлено на рисунку 4.8. Розподіл титану, алюмінію і ванадію є рівномірним по всій матричній фазі, також титан присутній у включеннях TiB в матричній фазі. Алюміній і ванадій не дифундують в голки TiB, а тільки розподілені по матричній

фазі. Бор знаходиться тільки в включеннях і відсутній в матричній фазі сплаву Ti-6Al-4V.

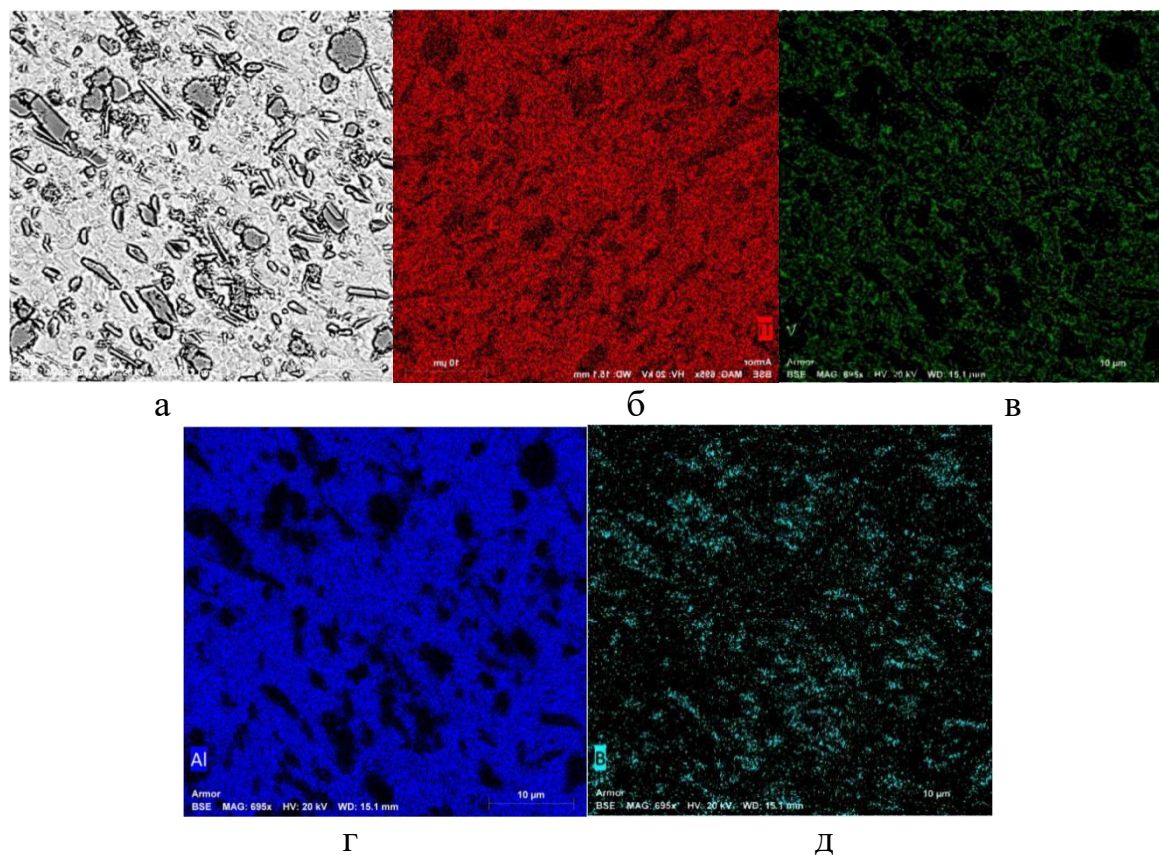


Рисунок 4.8 – Карти розподілу елементів в композитах Ti-6Al-4V+TiB: а - область дослідження, б - розподіл титану, в - розподіл ванадію, г - розподіл алюмінію, д - розподіл бору

Дослідження мікроструктури композиційних матеріалів системи Ti-6Al-4V+TiC показало, що включення TiC розподілені в матричній фазі колоніями та існують області до 100 мкм де не має зміцнюючих частинок карбіду титану (рис. 4.9 а). Зі збільшенням змісту армуючої фази кількість і розмір таких областей зменшується. Гаряче штампування дозволило досягти без пористого стану даних композитів (рис. 4.9). Матрична фаза з Ti-6Al-4V представлена у вигляді $\alpha+\beta$ сплаву де чітко видні α пластини.

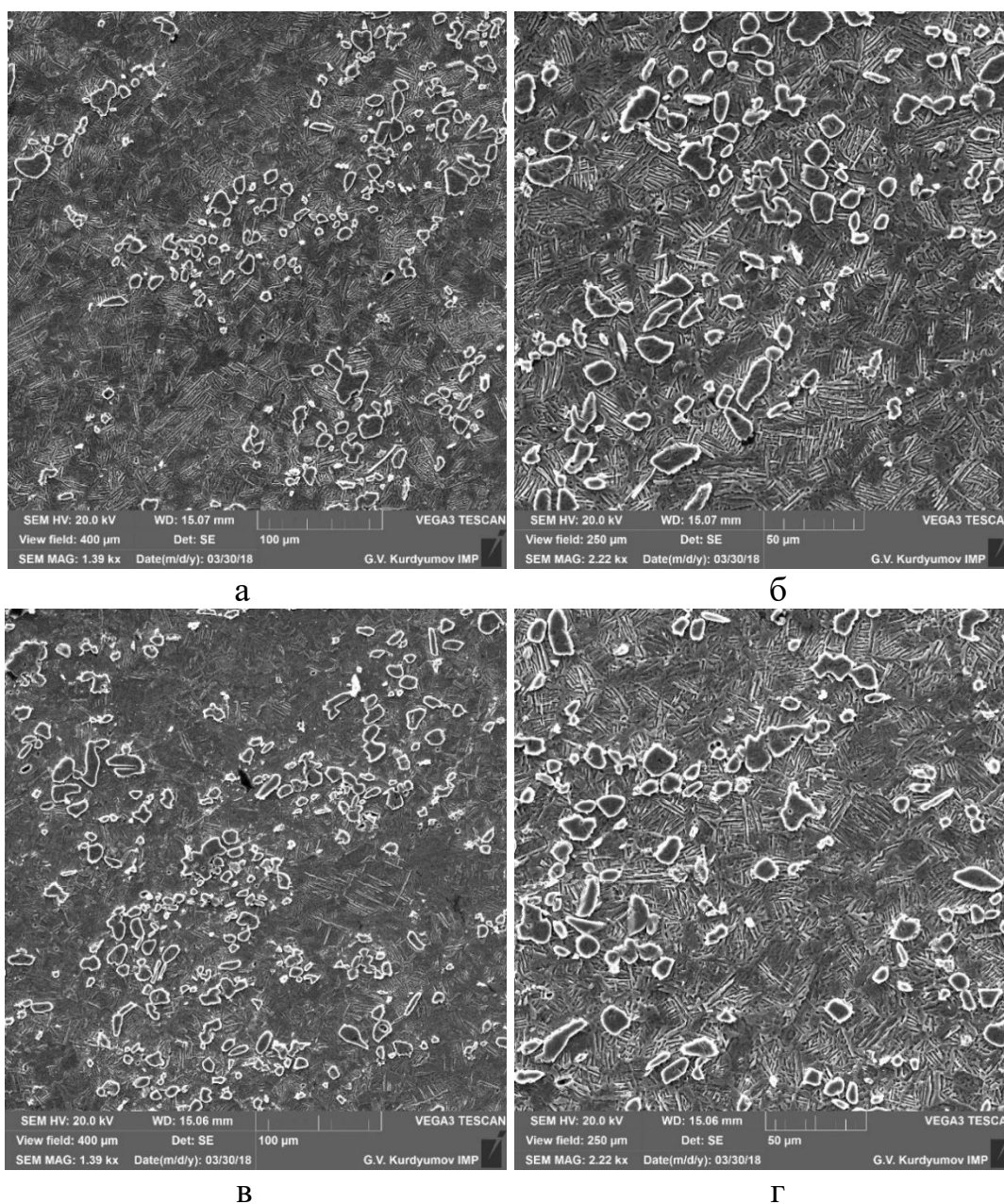


Рисунок 4.9 – Мікроструктура композиційних матеріалів системи Ti-6Al-4V +TiC: а, б – Ti-6Al-4V+5%TiC, в, г – Ti-6Al-4V+10%TiC

Також для системи Ti-6Al-4V+TiC було досліджено розподіл всіх елементів в композиті (рис. 4.10). Легувальні елементи алюміній, ванадій до сплаву Ti-6Al-4V рівномірно розподілені по всій матричній фазі й відсутні у включеннях TiC. Вуглець зосереджений в армуючих включеннях з карбиду титану і також не значна кількість по матричній фазі. Останній ефект пояснюється наявністю різних органічних сполук на поверхні шліфа, які з'явилися в процесі виготовлення, шліфування, транспортування.

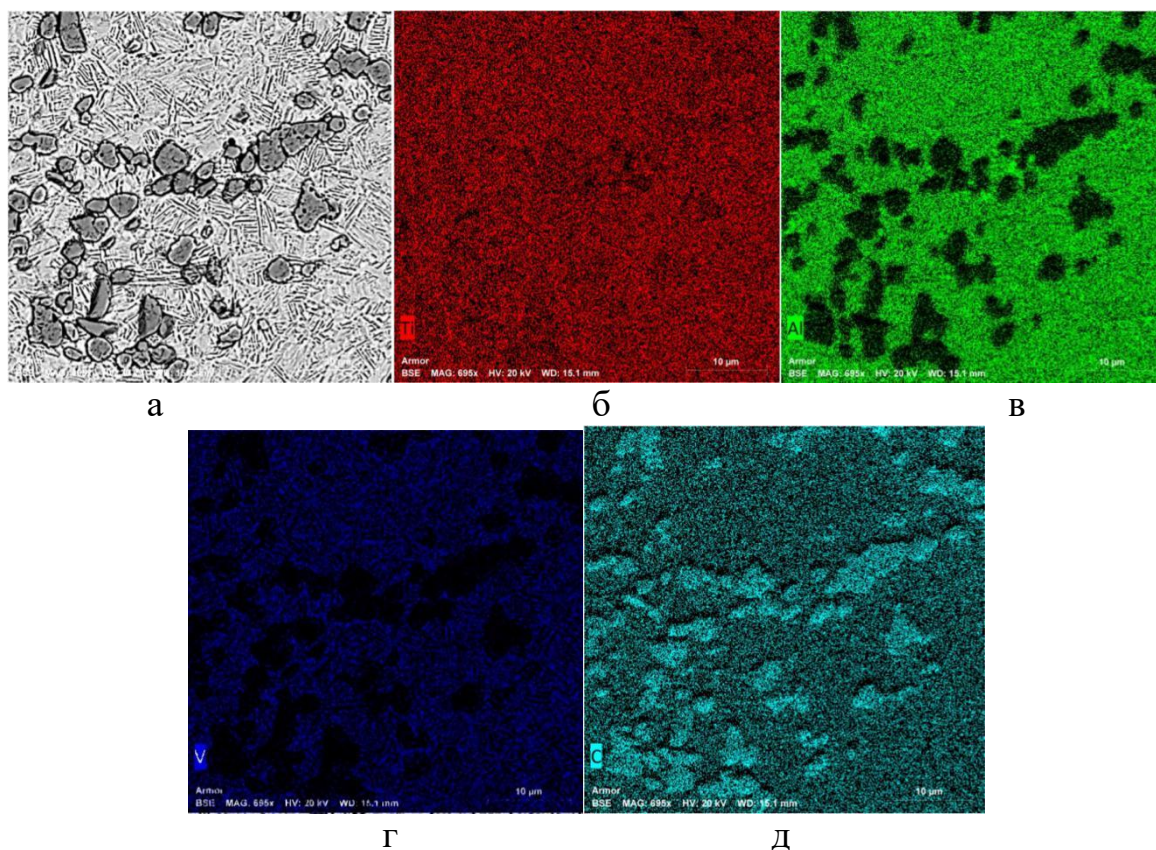


Рисунок 4.10 – Карти розподілу елементів в композитах Ti-6Al-4V+TiC: а-область дослідження, б-розподіл титану, в-розподіл алюмінію, г-розподіл ванадію, д-розподіл вуглецю

Основні механічні дослідження композитів на основі сплаву Ti-6Al-4V проводилися на стиск. Механічні властивості композиційних матеріалів Ti-6Al-4V+TiB покращуються зі збільшенням вмісту армуючої фази (рис. 4.11 а).

Межа пропорційності для композиту з 10% TiB на 300 МПа більша ніж для композиту з 5% TiB аналогічно і границя текучості зростає на 250 МПа. В штампованих зразках з підвищенням вмісту армуючої фази не відбувається зниження механічних характеристик як у спечених композитах, оскільки навіть при високому вмісті армуючої фази композит після гарячого штамповання не має залишкової пористості. У свою чергу окрихчення матеріалу іде тільки за рахунок армуючої фази яка є абсолютно крихким матеріалом.

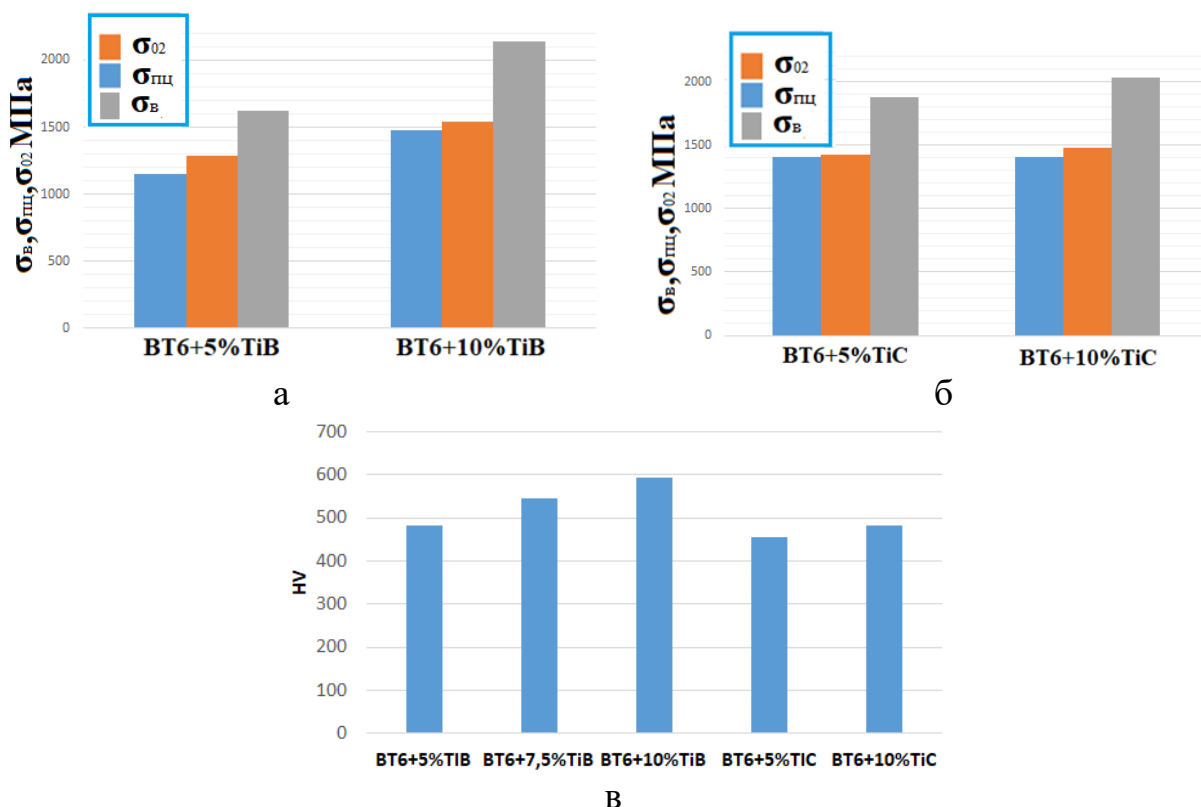


Рисунок 4.11 – Основні механічні характеристики композиційних матеріалів на основі сплаву BT6 після гарячого штампування: а - залежність границі пропорційності та межі текучості від вмісту TiB, б - залежність границі пропорційності та межі текучості від вмісту TiC, в - залежність твердості по Віккерсу від вмісту TiB і TiC

Для композиційних матеріалів системи Ti-6Al-4V+TiC границя пропорційності та границя текучості є на одному рівні 1400 МПа, проте зі збільшенням вмісту TiC до 10% збільшення характеристик досить не значне в районі 50 МПа. Не значне збільшення характеристик може бути зумовлене саме не значним впливом збільшення армуючої фази. Для композитів Ti-6Al-4V+TiB зі збільшенням монобориду титану твердість монотонно зростає від 480 HV для 5 % TiB до 590 HV для 10 % TiB. Зростання твердості композитів Ti-6Al-4V+TiC відбувається не так стрімко всього з 450 HV до 480 HV. Відповідно значення твердості корелюють з іншими механічними властивостями відповідних композитів. Вміст кисню у всіх зразках 0,12-0,18 %, що є в межах норми для титанового сплаву Ti-6Al-4V.

4.4 Вплив гарячого штампування на пружні властивості та характер анізотропії порошкових титаноматричних композиційних матеріалів

Порівняльний аналіз мікроструктур спечених композитів, отриманих з використанням армуючих присадок різного складу показав, що характер структури останніх суттєво видозмінюється в залежності від типу використаних в них присадок.

Так, композиційний матеріал, отриманий спіканням із порошкової суміші $\text{TiH}_2 + \text{TiC}$, характеризується наявністю рівномірно розподілених в матричній фазі головним чином близьких до рівнобічної форми та незначної кількості полігональних зерен із середнім розміром близько $20 \div 40$ мкм (рис. 4.12, а). Це обумовлено тим фактором, що вихідні частинки TiC є термодинамічно стабільними в даних умовах і практично не взаємодіють з титановою матрицею в процесі спікання, зберігаючи свій початковий просторовий розподіл і розміри.

На відміну від карбіду титану, частинки TiB_2 при підвищених температурах спікання активно взаємодіють з титановою матричною фазою за реакцією: $\text{TiB}_2 + \text{Ti} \rightarrow 2\text{TiB}$ з виділенням часток монобориду титану. Морфологія останніх суттєво відрізняється від карбіду титану: якщо частинки TiC як правило відносно рівновісні, то включення монобориду титану в основному мають голкоподібну форму із розміром в перерізі 1-5 мкм та довжиною 10-25 мкм (рис. 4.12, б).

Мікроструктура композитів, отриманих із порошкової шихти з використанням лігатурної складової, відзначається характерною для двофазного $\alpha + \beta$ титанового сплаву Ti-6Al-4V матричною фазою, в якій чітко вирізняються α пластини, та хаотично розподілені в ній відносно рівновісні за формою включення TiC (рис. 4.12, в) або голкоподібні частинки TiB (рис. 4.12, г).

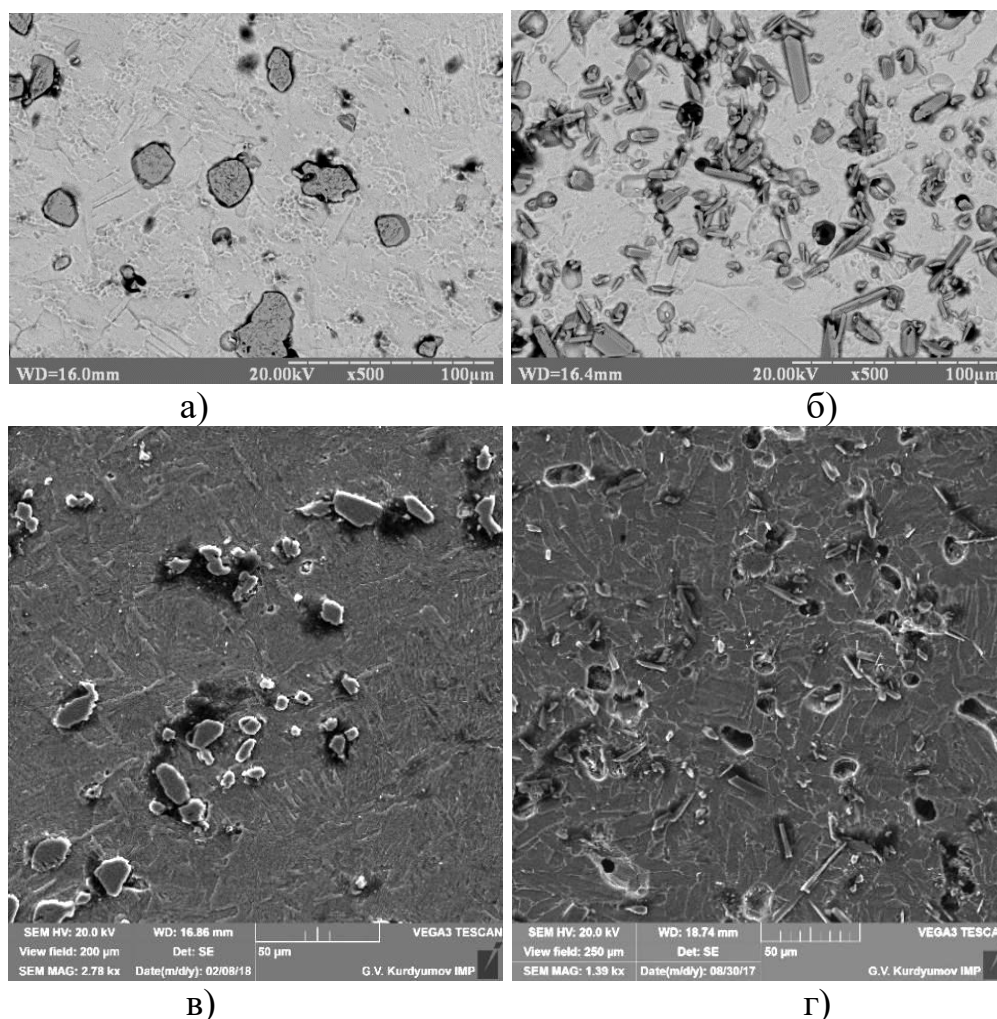


Рисунок 4.12 – РЕМ зображення мікроструктур спечених сплавів, отриманих із порошкових сумішей: $\text{TiH}_2 + 5\% \text{TiC}$ (а); $\text{TiH}_2 + 5\% \text{TiB}_2$ (б); $\text{Ti-6Al-4V} + 5\% \text{TiC}$ (в); $\text{Ti-6Al-4V} + 5\% \text{TiB}_2$ (г)

Результати прозвучування зразків отриманих композитів з використанням імпульсних ультразвукових хвиль дозволили оцінити значення швидкостей розповсюдження пружних хвиль у двох ортогональних площинах (паралельній та перпендикулярній до напрямку штампування) та розрахувати відповідні характеристики пружності (рис. 4.13).

Як можна бачити з рис. 4.3а та 4.13б, для спечених зразків, отриманих із порошкових сумішей $\text{TiH}_2 + \text{TiB}_2$ та $\text{Ti-6Al-4V} + \text{TiC}$ швидкість розповсюдження пружних хвиль як у повздовжньому, так і в поперечному напрямках по відношенню до напрямку пресування зростає зі збільшенням вмісту армуючих присадок в шихті з 5 до 10 %. Дана залежність є цілком закономірною внаслідок

того, що матеріал останніх характеризується модулем пружності, який значно перевищує модуль Юнга матричного матеріалу (титану), що призводить до підвищення твердості та модуля пружності композиту в цілому.

На відміну від вказаних складів матеріалів, для композитів, отриманих спіканням із сумішей системи $\text{Ti-6Al-4V}+\text{TiB}_2$ спостерігається зворотна закономірність – із збільшенням вмісту TiB_2 в шихті з 5 до 10 % швидкість розповсюдження пружних хвиль зменшується з 5,89 до 5,72 км/с (рис. 4.13, а). Той же ефект проявляється і при прозвучуванні в напрямку, нормальному до напрямку пресування (рис. 4.13, б). Причина такої аномалії може знайти пояснення за результатами аналізу значень густини (рис. 4.14, а) та поруватості (рис. 4.14, б) спечених зразків різних компонентних складів. Як видно з наведених на рисунку даних, збільшення вмісту дибориду титану до 10 % у вихідній шихті з лігатурною складовою призводить до помітного росту значень поруватості спечених зразків до 7 %, тоді як поруватість зразків інших компонентних складів не перевищує 3-5 %.

На підтвердження наведеної тези виступають також результати оцінки швидкості розповсюдження пружних хвиль для гаряче штампованих зразків (рис. 4.13, а та 4.13, б), які характеризуються мінімальною поруватістю, що не перевищує 1 %. Як можна бачити з рисунка, застосування гарячого штампування призводить до помітного підвищення значень швидкості розповсюдження пружних хвиль для зразків всіх складів. В той самий час, за умови усунення фактору впливу поруватості на пружні характеристики матеріалу, характерного для спечених зразків, залежність швидкості розповсюдження хвиль від складу вихідної шихти та, відповідно, фазового складу композиту видається цілком закономірною, а саме: для всіх складів матеріалів збільшення вмісту високомодульної складової та легування матричної фази призводить до підвищення значень швидкості розповсюдження пружних хвиль у двох напрямках.

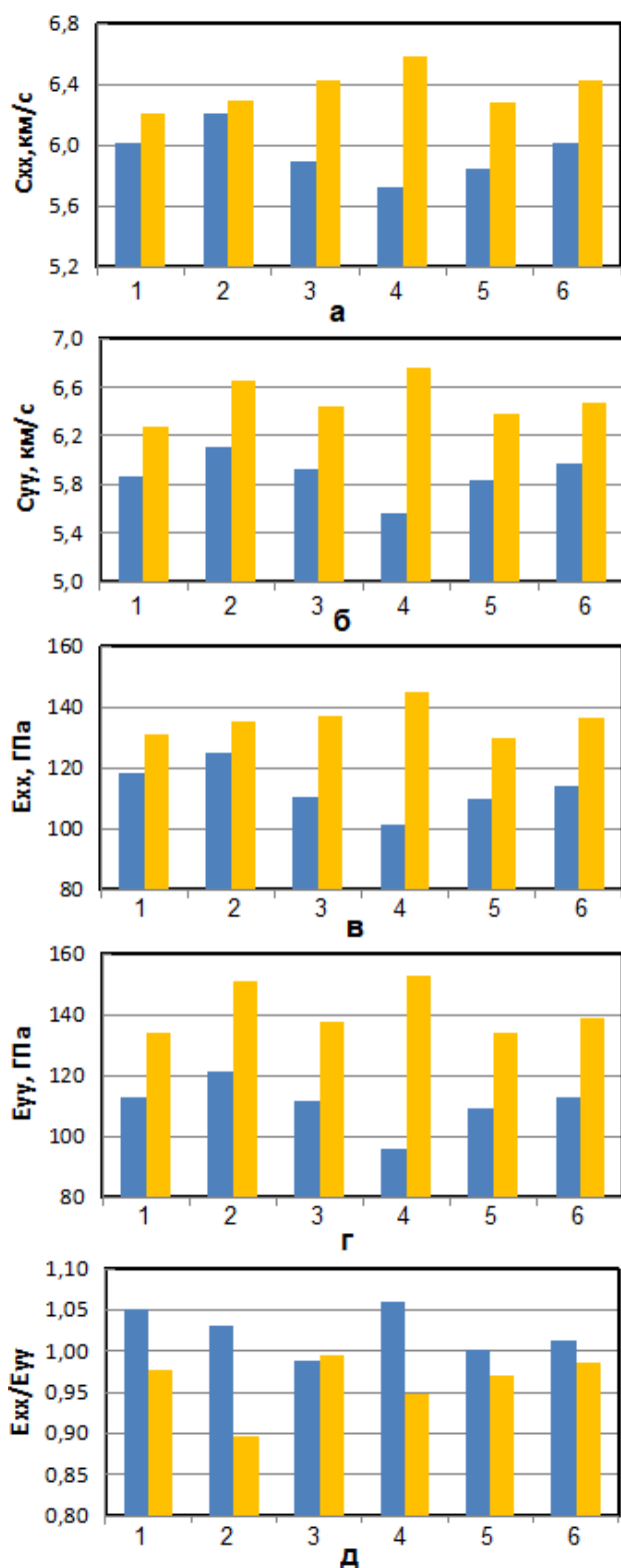


Рисунок 4.13 – Швидкість розповсюдження пружних хвиль (а, б), модуль пружності (в, г) в напрямку пресування (а, в), ортогональному до напрямку пресування (б, г) та ступінь анізотропії спечених (■) та гаряче штампованих (■) композитів різного компонентного складу: Ti+ 5% TiB₂ (1); Ti+ 10% TiB₂ (2); VT-6+5%TiB₂ (3); VT-6+10%TiB₂ (4); VT-6+5%TiC(5) ; VT-6+10%TiC(6)

Аналогічні закономірності спостерігаються і для значень модуля пружності композитів різних складів (рис. 4.13, в та 4.13, г). Звертає на себе увагу, що на відміну від спечених зразків, для композитів, отриманих гарячим штампуванням найвищий модуль пружності мають матеріали, в якості високомодульної складової яких застосовувався борид титану. При цьому, навіть композити на основі нелегованого титану в якості матричної фази, але армовані боридом титану, мають, при однаковому вмісту армуючої складової, значення модуля пружності практично на рівні композитів, матричною фазою яких є легований титановий сплав, армований карбідом титану. Цей факт обумовлений, вочевидь, вищими значеннями власного модуля пружності моноборидних фаз титану (550 ГПа) у порівнянні з карбідом титану (460 ГПа).

Слід відзначити, що для всіх складів досліджуваних сплавів модуль пружності спечених армованих високомодульними сполуками композитів перевищує відповідні значення неармованих литих та деформованих титанових сплавів аналогічного складу на $2 \div 12$ %, а після гарячого штампування – на $15 \div 35$ %.

В наших попередніх роботах, присвячених дослідженню пружних характеристик порошкових алюмоматричних композитів на основі системи Al-TiC [150], було встановлено наявність помітної структурної анізотропії гаряче штампованих зразків, яка проявлялася також і в відмінності значень пружних характеристиках матеріалів в ортогональних площинах по відношенню до напрямку прикладання деформуючого зусилля в процесі гарячого штампування.

Порівняння значень модулів пружності досліджуваних в даній роботі титаноматричних композитів, отриманих спіканням та гарячим штампуванням, дозволило встановити вплив гарячого штампування на характер структурної анізотропії для матеріалів різного компонентного складу.

Так, для спечених зразків практично всіх складів співвідношення E_{xx}/E_{yy} значень модулів пружності, визначених в напрямку пресування (E_{xx}) та в напрямку, ортогональному до нього (E_{yy}), знаходиться на рівні одиниці, що характеризує практичну відсутність анізотропності таких матеріалів. В той самий

час, після гарячого штампування композитів, армованих боридом титану, значення даного співвідношення дещо зменшується навіть до 0,90 (рис. 4.13, д), тоді як в разі армування карбідом титану відмічений ефект проявляється значно меншою мірою.

Пояснення відзначеного ефекту базується на аналізі особливостей структури спечених та гаряче штампованих матеріалів різних компонентних складів. Так, мікроструктура спечених зразків, армованих як карбідом, так і моноборидом титану складається із матричної фази, в якій хаотично розташовані вclusions відносно рівновісних часток карбіду (рис. 4.12, а) або голкоподібних – бориду титану (рис. 4.12, б), внаслідок чого анізотропія в такому матеріалі практично відсутня.

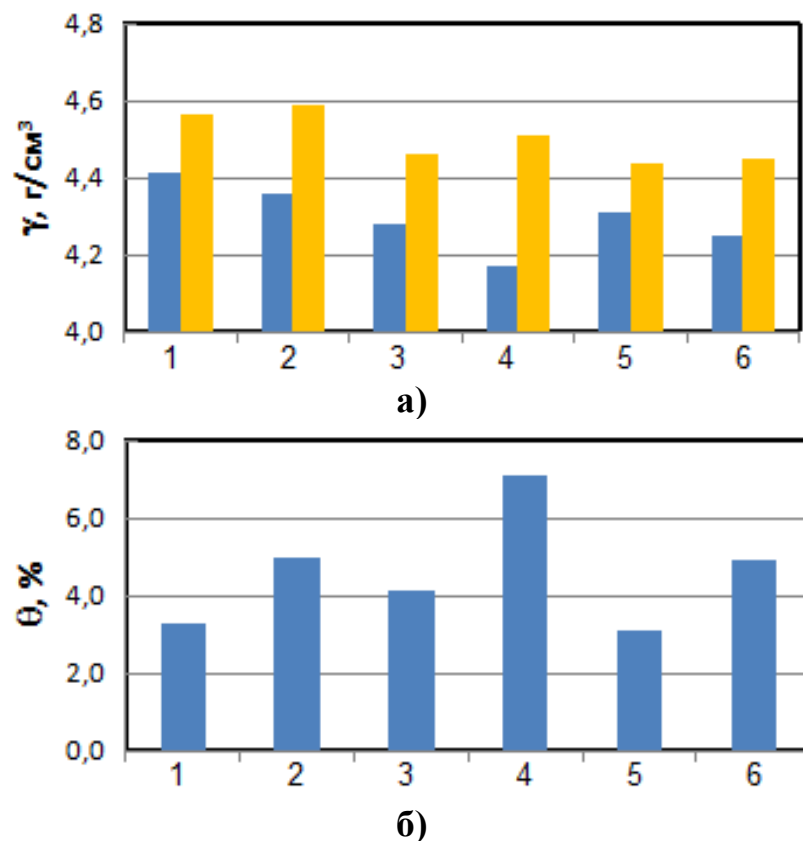


Рисунок 4.14 – Густина (а) та поруватість (б) спечених (■) та гаряче штампованих (■) композитів різного компонентного складу: Ti+ 5% TiB₂ (1); Ti+ 10% TiB₂ (2); BT-6+5%TiB₂ (3); BT-6+10%TiB₂ (4); BT-6+5%TiC(5) ; BT-6+10%TiC(6)

Після гарячого штампування характер будови структури композитів, армованих карбідом титану практично не змінюється (рис. 4.15, б), тоді як значна частина голкоподібних часток боридів титану (рис. 4.15, а) (в разі використання шихти з TiB_2) помітною мірою переорієнтовуються, формуючи таким чином своєрідні «звукові доріжки» з високомодульних фаз в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні. Внаслідок такої особливості структури матеріалу значення модуля пружності армованих TiB композитів в напрямку, ортогональному до напрямку прикладання зусилля при штампуванні, очікувано перевищує відповідні значення модуля пружності в осьовому напрямку.

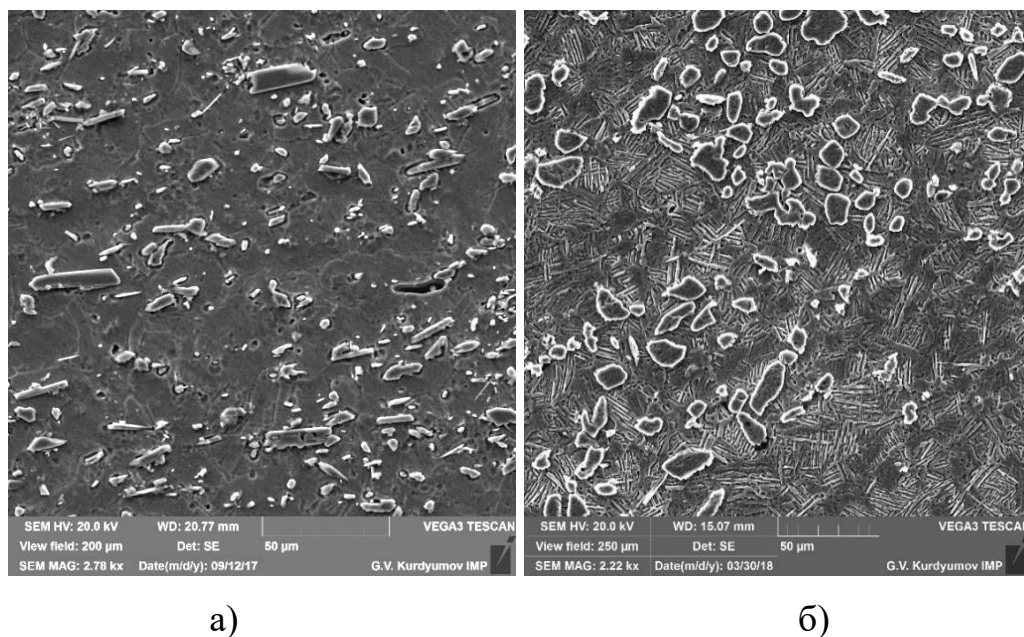


Рисунок 4.15 – Мікроструктура титанових композитів після гарячого штампування: 5% TiB_2 (а) та TiC (б)

Висновки до розділу

Вирішено проблему захисту титанових виробів при гарячому штампуванні. Нанесення порошкової суміші скла і бури забезпечує захист виробів в процесі нагрівання, транспортування та штампування і в той самий час є досить простою і економічно вигідною операцією.

Досліджено розподіл елементів в титанматричному композиті $\text{Ti-6Al-4V+TiB (TiC)}$. Відбувається повна і рівномірна розчинність ванадію та алюмінію в матричній фазі. Відсутність дифузії бору і вуглецю з армуючих включень.

Показана можливість досягнення безпористого стану титаноматричних композитів армованих TiC (TiB) завдяки операції гарячого штампування.

Досліджено механічні властивості композитів після гарячого штампування. При збільшенні армуючої фази зростають показники міцності, пластичності та твердості.

Встановлено, що після операції гарячого штампування проявляється ефект анізотропії властивостей в напрямку штампування і перпендикулярно до штампування.

Застосування гарячого штампування призводить до помітного підвищення значень швидкості розповсюдження пружних хвиль для зразків всіх складів, причому за умови усунення фактору впливу поруватості на пружні характеристики матеріалу для всіх складів матеріалів збільшення вмісту високомодульної складової та легування матричної фази призводить до підвищення значень модуля пружності.

Для спечених зразків всіх складів та гаряче штампованих композитів, армованих карбідом титану співвідношення E_{xx}/E_{yy} значень модулів пружності, визначених в напрямку пресування (E_{xx}) та в напрямку, ортогональному до нього (E_{yy}), знаходиться на рівні одиниці, що характеризує практичну відсутність анізотропності таких матеріалів. Після гарячого штампування композитів, армованих боридом титану, значення даного співвідношення дещо зменшується, що обумовлено переорієнтуванням голкоподібних часток монобориду титану в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні.

РОЗДІЛ 5

ФУНКЦІОНАЛЬНО ГРАДІЄНТНІ МАТЕРІАЛИ СТВОРЕНІ З ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

5.1 Передумови створення шаруватих композиційних матеріалів

Сучасні титанові сплави, що використовуються в промисловості, мають широкий діапазон значень міцності (450-1600 МПа) і характеристик пластичності (відносне видовження матеріалу – до 35-40 %) [142], які змінюються за рахунок хімічного складу і мікроструктури матеріалу. При цьому кожен окремий сплав не завжди може забезпечити постійно зростаючі вимоги до комплексу механічних характеристик, який одночасно включає необхідні показники міцності, твердості, пластичності, в'язкості руйнування, зносостійкості. Тому для досягнення високого комплексу характеристик можна створити титанові матеріали, які одночасно поєднують високу міцність і твердість, та достатні пластичні характеристики, шляхом формування багатошарових структур, комбінуючи в них шари, різні за хімічним складом, мікроструктурою і механічними властивостями. Кожен з шарів характеризується окремим високим показником. Комбінація декількох шарів з різними властивостями дозволяє створити необхідний баланс усіх характеристик, недосяжний для однорідних титанових сплавів та композитів.

Враховуючи, що титанові сплави низького рівня міцності характеризуються високими пластичними характеристиками (видовження на розтяг, в'язкість руйнування), а сплави високого рівня міцності (1200 МПа і вище) та металоматричні композити демонструють, навпаки, різко знижені пластичні характеристики, оптимальним рішенням для створення градієнтних структур є поєднання цих класів матеріалів. Комбінування шарів високоміцних сплавів або композитів з шарами відносно пластичних матеріалів дозволить досягти оптимальних, а також унікальних властивостей.

Порошкова металургія дозволяє створити багато шарові матеріали з градієнтною структурою, верхній шар яких виконаний з матеріалів з високими

механічними властивостями (міцність, твердість) і з'єднаний з наступним шаром який характеризується вищими значеннями пластичності. Таким чином створюється новий матеріал зі штучно створеною анізотропією складу і структури, а відповідно і властивостями в одному або декількох напрямках.

Методика створення градієнтних структур титанових матеріалів основана на використанні порошкових заготовок, що складаються з декількох шарів, кожен з яких має різний хімічний склад. Досягнення того чи іншого хімічного складу окремих шарів визначається складом відповідних порошкових сумішей. Даний підхід дозволяє отримати складні структури з багатокомпонентним складом, отримавши перехідну зону від 1 мм до декількох сантиметрів.

Створення титанових виробів з градієнтною структурою, що складається з декількох шарів матеріалів, різних за хімічним складом та з різними механічними характеристиками, проводилось двома найпростішими методами порошкової металургії. Верхній шар виробу складався з високоміцних титанових сплавів або композиційних матеріалів на основі титану (титанового сплаву), зміцнених твердими частинками TiC, TiB. Враховуючи те, що такі високоміцні матеріали характеризуються відносно низькою пластичністю (відносне видовження – від 0,1 до 5%) наступні шари, прилеглі до поверхневого шару склалися з титанових сплавів або технічно чистого не легованого титану в яких показники міцності мають менші значення, проте вони мають суттєво вищі пластичні характеристики (зокрема видовження 10-25%). При об'єднанні таких шарів в єдиний виріб з достатньою силою з'єднання (адгезії) між шарами, виріб поєднує позитивні характеристики окремих шарів.

5.2 Градієнтні шаруваті композити на основі матричної фази з технічно чистого титану

Вивчення процесів, що протікають під час створення багатошарових композиційних матеріалів відбувалося на двох шарових зразках. Один шар яких складався з порошку гідриду титану, а другий – з суміші гідриду титану і

зміцнюючої фази TiC та TiB_2 , взаємна кількість дибориду титану і гідриду титану була розрахована на отримання загального вмісту фази TiB 5, 10 і 15% (рис. 5.1). Кожна із суміші готувалась окремо у відповідному порядку засипались до прес-форми, після чого відбувалось пресування двох шарових порошкових заготовок.

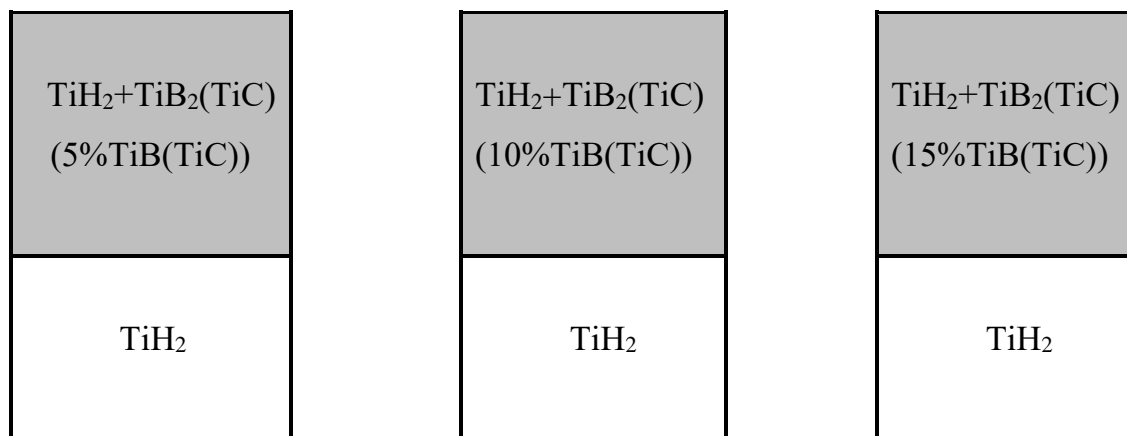


Рисунок 5.1 – Схематичне зображення двох шарових порошкових заготовок

Спикання спресованих заготовок відбувалося при $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ згідно режимів, розроблених при формуванні однорідних метало-матричних композитів, оскільки ключовим моментом в даному випадку була необхідність досягти достатньої відносної густини й хімічної однорідності саме композитних шарів Ti/TiB .

На мікроструктурі усіх шаруватих матеріалів чітко простежується границя розподілу між шарами. Дослідження приграничних зон показало, що границя розподілу двох шарів не є чітко прямолінійною, що свідчить про те, що спикання шарів відбувалось як єдиного матеріалу, а не окремих шарів. У всіх випадках нижній шар з технічно чистого титану має розмір зерен 100-150 мкм. Для багат шарового композиту Ti/Ti+5\%TiB (рис 5.2а) спостерігається не значна пористість титанового шару $\approx 3\%$ і дещо більша $\approx 5\%$ для шару Ti+5\%TiB . Розподіл зміцнюючих волокон TiB у верхніх шарах для всіх матеріалів рівномірний по всьому шару. Зі збільшення вмісту TiB у верхньому шарі зростає і пористість відповідного шару і границі розподілу між шарами. Для матеріалу Ti/Ti+10\%TiB пористість нижнього шару з технічно чистого матеріалу не

змінюється, а у верхньому шарі матеріалу в порівнянні до $\text{Ti}+5\%\text{TiB}$ зростає до $\approx 8\%$ (рис 5.2 б). Збільшення вмісту TiB до 15% призводить до збільшення пористості до $\approx 12\%$ (рис 5.2в). Дане збільшення є критичним і призводить до утворення тріщин коло границь розподілу між шарами.

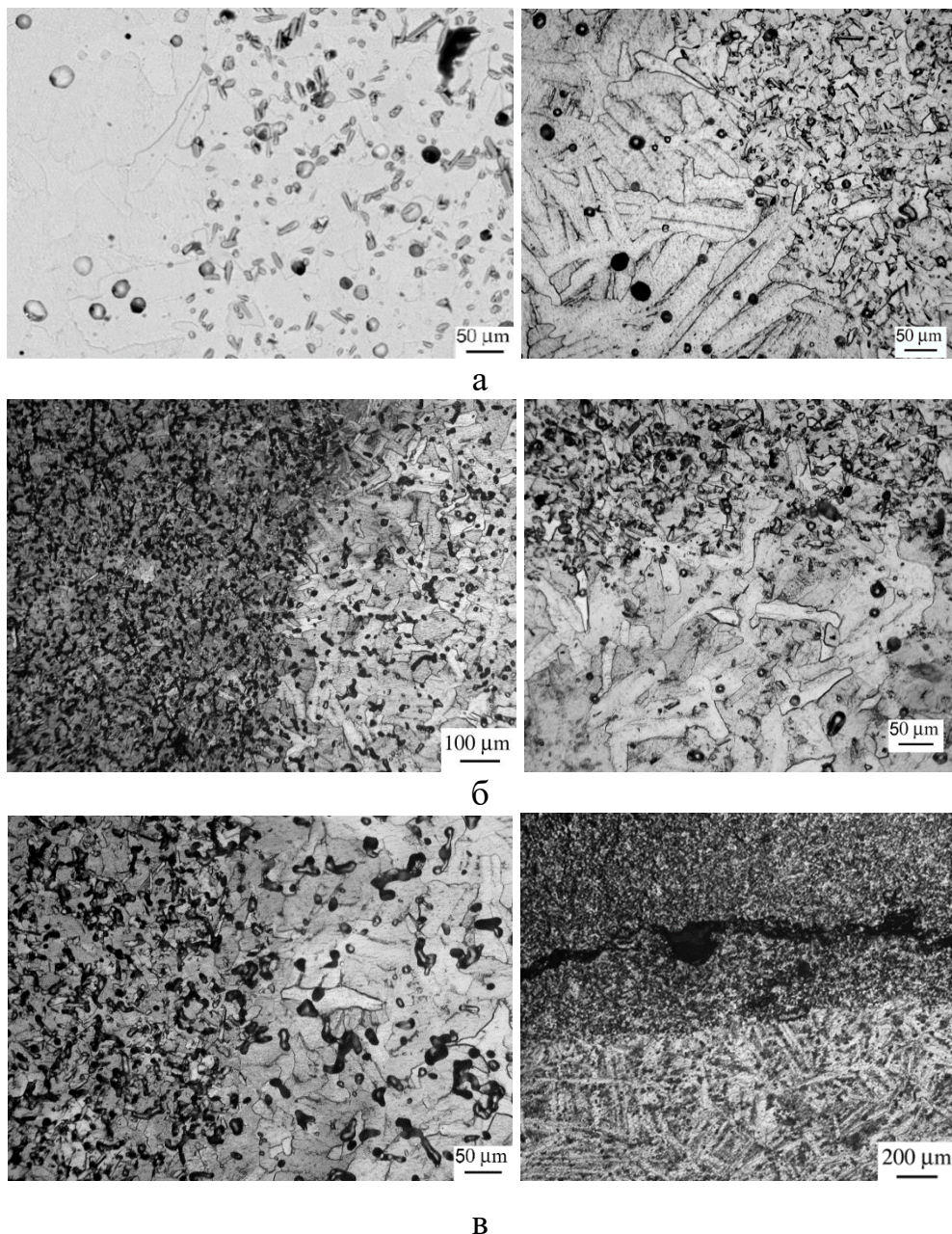


Рисунок 5.2 – Мікроструктура багатошарових композитів: $\text{Ti} - \text{Ti}+5\%\text{TiB}$ (а), $\text{Ti} - \text{Ti}+10\%\text{TiB}$ (б), $\text{Ti} - \text{Ti}+15\%\text{TiB}$ (в)

При спіканні багатошарових зразків кожний шар характеризується різним значенням усадки. Гідрид титану має усадку більше як 10%, додавання до нього дибориду титану значно зменшує усадку до 2-5% в залежності від вмісту TiB_2 . Встановлено, що чим більший вміст боридної фази в титановій матриці, тим меншою є усадка під час формування цього композиту в процесі високотемпературного спікання, стосовно усадки шару, що складається лише з гідриду титану. Саме не відповідність в лінійній усадці сусідніх шарів, при збільшеному вмісту монобориду титану до 15%, є критичною і веде до появи тріщини між відповідними шарами.

Одним із варіантів подолання даного негативного ефекту (різкого градієнта між шарами технічно чистого титану і шару з високим вмістом TiB) є створення багатошарових композитів з перехідними шарами, які дозволять плавно змінювати вміст TiB від поверхні до середини зразка ($TiH_2/TiH_2+5\%TiB/TiH_2+10\%TiB$). Поступове зменшення усадки при збільшенні вмісту монобориду титану при переході між двома сусідніми шарами веде до того, що розтріскування між шарами не спостерігається, в той самий час, останній шар (з вмістом 10% TiB) має загальну лінійну усадку значно меншу, ніж перший шар з технічно чистого титану. Таким чином, поступово (градієнтно) змінюючи хімічний склад шарів матричних композитів по глибині матеріалу, можна створити градієнтні матеріали зі значною різницею в хімічному складі та відповідно в механічних властивостях окремих шарів, при забезпеченні необхідного зв'язку між ними. При досягненні відсутності розтріскування в мікроструктурі перехідних зон.

При переході від лабораторних зразків до більш великих (балки, плити) даний ефект не відповідності усадки проявляється ще більше. Навіть при вмісті боридної фази 5% він стає досить помітним. Розтріскування між шарами не відбувається, проте відбувається спотворення геометричних розмірів виробів. Спостерігається вигин зразків в сторону шару з більшою усадкою.

5.3 Градієнтні шаруваті композити на основі матричної фази зі сплаву на основі системи Ti-6Al-4V

При створенні багатошарових градієнтних матеріалів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V слід враховувати взаємодію між кожним елементом суміші на границі розподілу між шарами.

При високотемпературних витримках спресованих порошкових заготовок одночасно відбувається спікання і хімічна гомогенізація сумішей з формуванням мікроструктури однорідних сплавів або композитів в кожному шарі, та утворення міцного зв'язку між прилеглими шарами різного складу. Задіяні температурно-часові режими, визначені в попередніх дослідженнях, забезпечували однорідність розподілу легувальних елементів і, відповідно, однорідну структуру в межах кожного шару.

Структура багатошарових матеріалів з різними варіантами шарів представлена на рисунку 5.3. В кожному із варіантів досягнуто гомогенності титанового сплаву, а також однорідного розподілу боридної фази у відповідному шарі матеріалу.

Оскільки усадка титанового сплаву Ti-6Al-4V є незначно меншою від усадки гідриду титану тому порушення зв'язку між шарами не спостерігалось. Спостерігається чіткий перехід між шарами з різним хімічним складом водночас два шари є одним цілим.

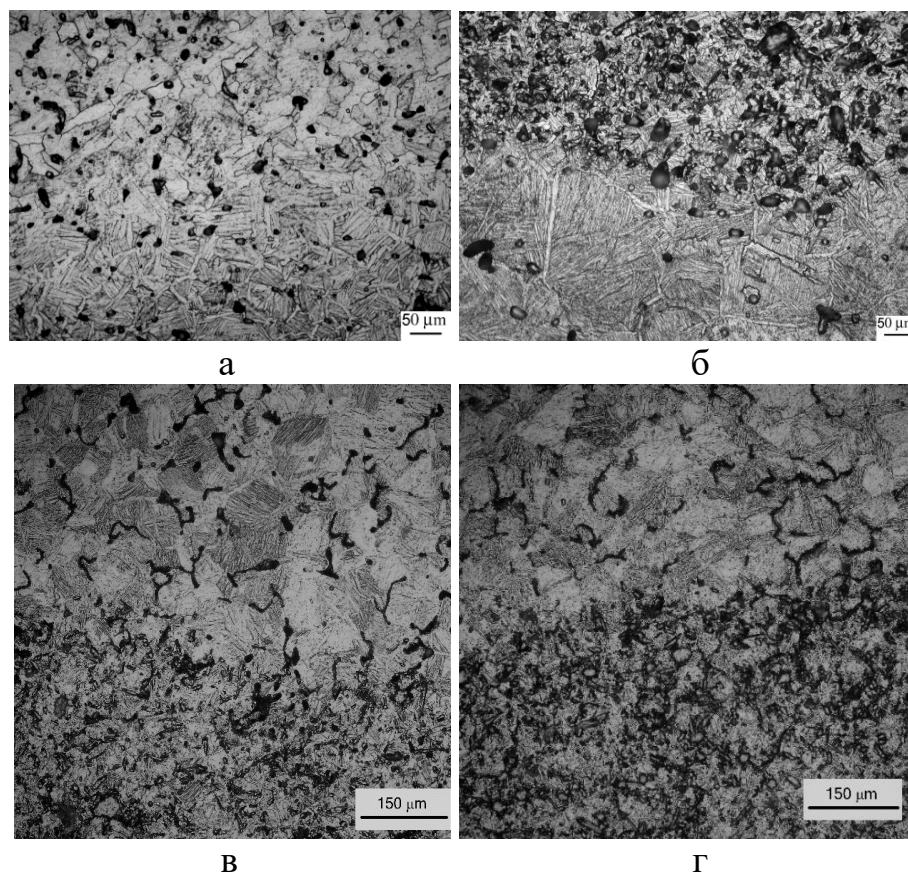


Рисунок 5.3 – мікроструктура багатошарових композитів: Ti-6Al-4/Ti (а), Ti-6Al-4V/композит Ti+TiB (б), композит Ti-6Al-4V+5%TiB/Ti-6Al-4V(в), композит Ti-6Al-4V+10%TiB/Ti-6Al-4V (г)

Проте спостерігається аналогічна ситуація, яка описана при створенні багато шарових матеріалів на основі титану. Різна усадка кожного шару веде до спотворення геометричних розмірів виробів (рис 5.4). Тому, що TiC не взаємодіє з іншими компонентами шихти то він має не значний вплив на усадку кожного шару тому дані негативні ефекти проявляються тільки при армуванні боридними фазами.

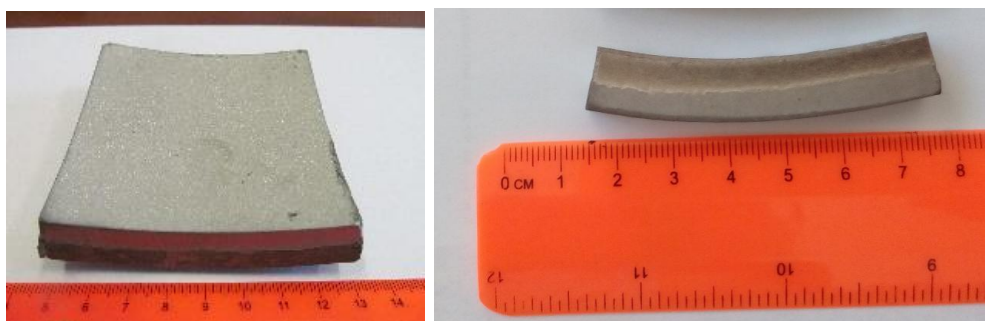


Рисунок 5.4 – Вплив різної усадки на зміну лінійних розмірів виробів

5.4 Особливості усадки при спіканні шаруватих титанових композитів різних компонентних груп

При нагріванні та спіканні багатошарових виробів, один з шарів яких містить зміцнюючі частинки TiC або TiB важливу роль на ущільнення виробу і збереження його заданої форми відіграє взаємодія між компонентами шихти. Тому, що коефіцієнти термічного розширення титану і карбідних, боридних фаз майже однакові їх вплив на зміну лінійних розмірів відсутній. Частини TiC в титані (титановому сплаві) поведуть себе інертно, не вступаючи в ніяку взаємодію з іншими компонентами шихти. Усадка такого шару майже не відрізняється від усадки шару без карбіду титану. Шар з частинками TiC має кінцеву усадку меншу ніж шар без карбідної фази на 1 %, що не є суттєвим і дозволяє успішно створювати багатошарові композиційні матеріали.

Як було показано в раніше оптимальним рішенням для створення композитів армованих волокнами з монобориду титану є ведення армуючої фази у вигляді дибориду титану. При створенні багатошарових виробів один із шарів яких армований боридними волокнами виникають проблеми з усадкою кожного шару. Невідповідність в усадці шарів призводить до спотворення геометрії виробу і навіть розтріскування між шарами.

При використанні гідриду титану на усадку матеріалу великий вплив має: концентрація водню в гідриді та тиск пресування. Зі збільшення вмісту водню змінюється фазовий склад і в процесі дегідрування відбуваються більші зміни параметрів решітки матеріалу. Збільшення тиску пресування призводить до кращого ущільнення матеріалу в процесі пресування тобто залишкова пористість є мінімальною, що у свою чергу зменшує усадку матеріалу при спіканні. Точна зміна водню в гідриді титану є досить складною операцією. Також використання однофазного δ -TiH₂ є оптимальним в процесах активації спікання і водневого очищення матеріалу. При виробництві виробів великої площі навпаки стоїть задача по зменшенню тиску пресування, оскільки щоб досягнути відповідних

тисків потрібно обладнання для пресування яке видавало колосальні навантаження.

Детальне вивчення процесів при нагріванні проводилось за допомогою автоматизованого дилатометричного комплексу. Дилатометричні криві (рис. 5.5) знімалися не для багатошарових матеріалів, а для кожного складу (шару) окремо.

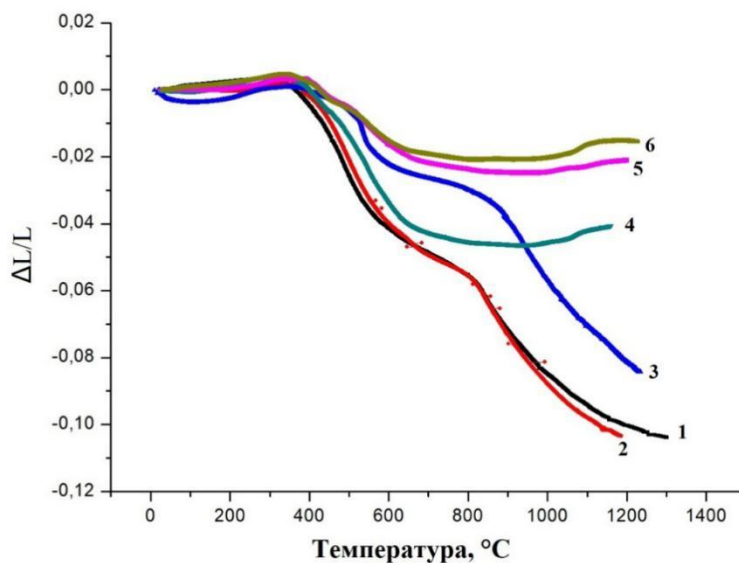


Рисунок 5.5 – Дилатометричні криві: 1 - TiH_2 ; 2 - $\text{TiH}_2\text{-6Al-4V}$; 3 - $\text{TiH}_2\text{+10\%TiC}$; 4 - $\text{TiH}_2\text{+5\%TiB}_2$; 5 - $\text{TiH}_2\text{+10\%TiB}_2$; 6 - $\text{TiH}_2\text{+20\%TiB}_2$

Як видно з рисунка 5.5 усадка гідриду титану (крива 1) при рівномірному нагріванні зі швидкістю $7\text{ }^\circ\text{C/хв}$ становить $\approx 10\%$. Додавання до гідриду титану комплексної лігатури 60Al-40V, у співвідношенні для сплаву Ti-6Al-4V , не має значного ефекту (крива 2). Ущільнення сплаву Ti-6Al-4V іде майже аналогічно гідриду титану і величина усадки однакова. Додавання 10 %TiC сповільнює усадку, але крива має подібний характер і зберігає свої особливості, значення усадки даного композиту знаходиться в районі 8%. Додавання до суміші 5% TiB_2 призводить до зниження усадки матеріалу до 4% (крива 4). Збільшення вмісту боридної складової до 10% і 20% веде до значного зменшення усадки до 2-1,5 % відповідно. Подібність усадки суміші з гідриду титану і сплаву Ti-6Al-4V на основі гідриду титану дозволяє розглядати процеси усадки багатошарових

виробів на основі титану. В даному випадку зменшується кількість факторів які діють на усадку матеріалу, що дозволить краще зрозуміти поведінку композиційних матеріалів.

Суміші з технічно чистого титану, гідриду титану і відповідні суміші з додаванням 10 % дибориду титану досліджувались в процесі пічного нагрівання і визначалась усадка матеріалу на різних стадіях нагрівання (рис 5.6). Різниця між усадкою титану і гідриду титану складає 3 % в той час як відповідних композицій з додаванням 10 % TiB_2 складає 1 %. Оцінюючи дані результати можна сказати, що потрібно звести усадку матеріалів до одного значення.

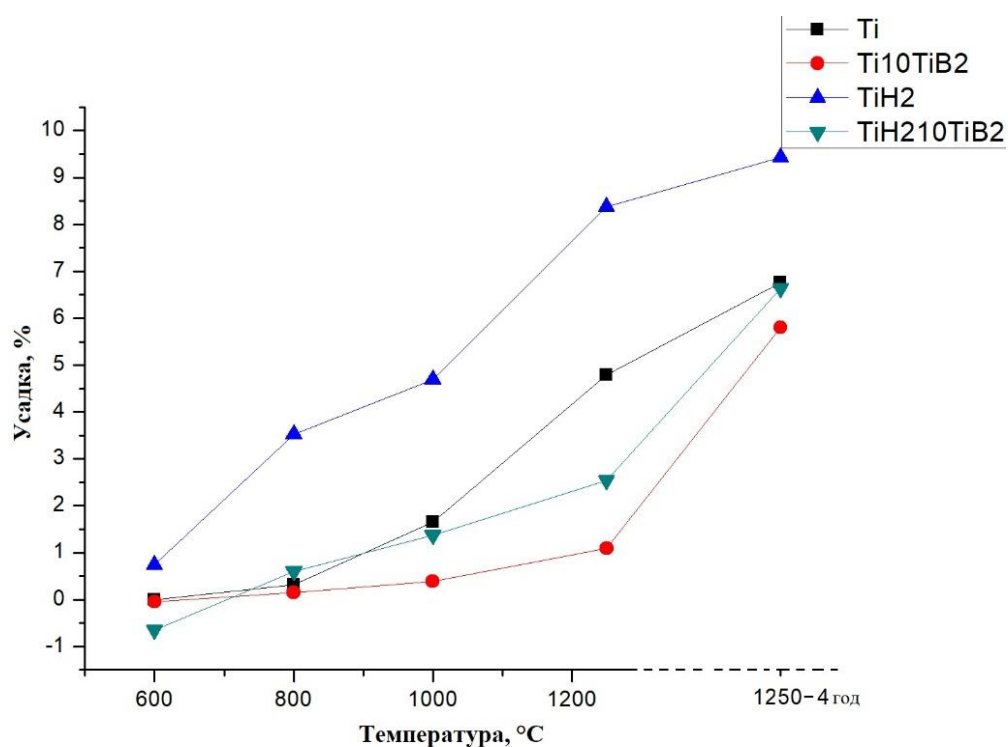


Рисунок 5.6 – Зміна усадки в процесі спікання

В таблиці 5.1 представлені значення для усадки 2 шарових балок компактованих при різних тисках пресування. Тиск пресування в 640 МПа є оптимальним для титану [57] та його сплавів, а тиск в 150 МПа мінімальним тиском при якому формується виріб і має достатню міцність для подальших технологічних операцій.

Таблиця 5.1. Усадка двох шарових балок, після спікання 1250 °С протягом 4 годин

	Склад шарів	Тиск пресування, МПа	Усадка, %
1	Ti	150	14
	Ti+10%TiB		7,4
2	TiH ₂	150	17
	TiH ₂ +10%TiB		9,5
3	Ti	150	13,2
	TiH ₂ +10%TiB		7,7
4	Ti	640	5,9
	Ti+10%TiB		3,2
5	TiH ₂	640	8
	TiH ₂ +10%TiB		6,8
6	Ti	640	6,6
	TiH ₂ +10%TiB		6,5

Для всіх комбінацій шарів матеріалу при тиску 150 МПа спостерігається значне вигинання зразків в сторону шару з більшою усадкою. Найменша різниця в усадці сусідніх шарів характерна для Ti/TiH₂+10%TiB і складає 5,5%, що є критичним і призводить до суттєвого спотворення форми виробу. Проте при тиску пресування 640 МПа мінімальна різниця в усадці сусідніх шарів складає 0,1% для системи Ti/TiH₂+10%TiB. Зіставлення всіх результатів (рис 5.7) показує, що для успішного синтезу різниця в усадці між шарами повинна бути менше як 1 %. Навіть при усадці в 1,2 % для зразка TiH₂/TiH₂+10%TiB спостерігається незначний вигин.

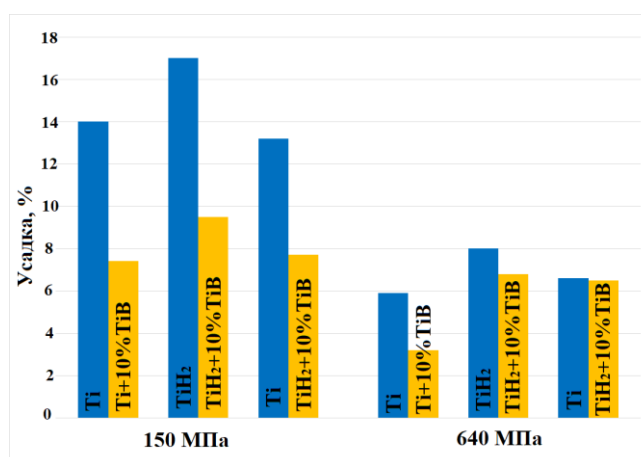


Рисунок 5.7 – Значення лінійної усадки для двох шарових балок при різному тиску пресування

Однакові значення усадки спостерігаються тільки для однієї комбінації шарів при тиску 640 МПа. Один із шарів складається з технічно чистого титану, а не гідриду, що у свою чергу є негативним фактором оскільки втрачається весь позитивний вплив гідриду титану. Використання TiH_2 призводить до меншої пористості при інших рівних умовах, зменшенню вмісту кисню та хлору шляхом виділення атомарного водню в процесі дегідрування.

Ще одним із параметрів за рахунок якого можна контролювати усадку порошкової суміші є розмір вихідних порошків. Щоб не позбутися позитивного впливу гідрид титану і використовувати менші тиски пресування (оскільки технологічно важко зробити великі деталі) було досліджено вплив гранулометричного складу вихідних порошків TiH_2 на кінцеву усадку (рис 5.8).

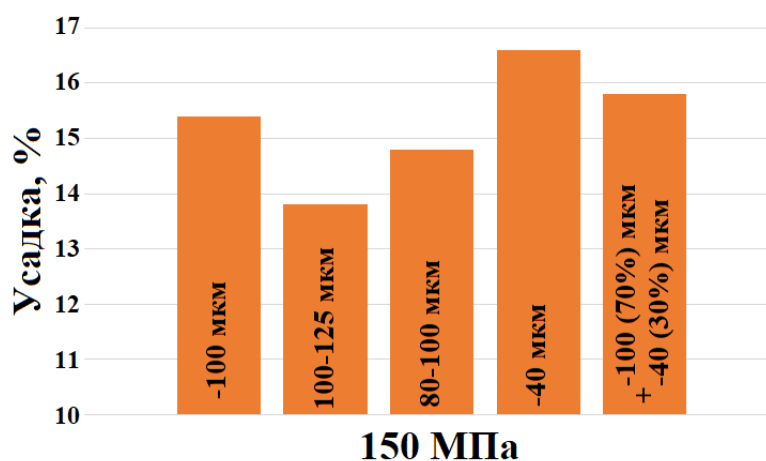


Рисунок 5.8 – Усадка порошку гідриду титану різного гранулометричного складу при тиску пресуванні 150 МПа

Виходячи з отриманих результатів можна сказати, що для виготовлення багат шарових матеріалів при незначних зусиллях пресування потрібно усадку шарів із гідриду титану зменшувати, а композиційних шарів навпаки збільшувати для того щоб вийти на один рівень. На рисунку 5.9 показана успішно синтезована балка один шар якої складається із порошку гідриду титана фракційного розміру (100-200 мкм) інший шар композиційний матеріал $TiH_2+10\%TiB$ фракційного розміру (TiH_2 -40 мкм, TiB_2 -10 мкм). Усадка гідридного шару складає 11.1 %, а

шару з композиційного матеріалу 10,6%, різниця в усадці не є критично і не призводить до зміни геометрії виробу.

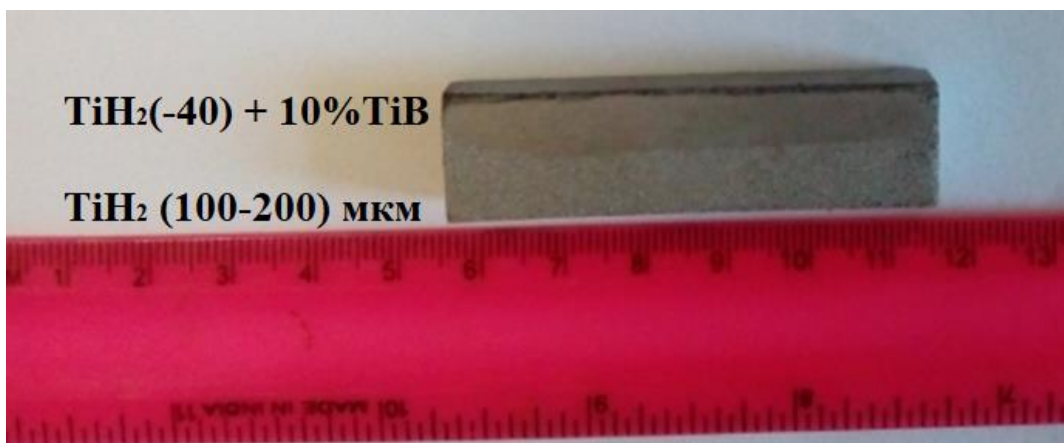


Рисунок 5.9 – Двох шарова балка з оптимальним розміром вихідних порошків

Враховуючи всі результати було створено багат шарові балки на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V. Дилатометричні криві даного сплаву і гідриду майже однакові тому їх усадка не буде значно відрізнятись. Комплексна лігатура 60Al-40V водилась у вигляді порошку з розміром частинок -63 мкм. Для боридних шарів використовувався порошок -40 мкм в той час як для сплаву Ti-6Al-4V (100-125 мкм, 100-200 мкм). В останньому варіанті з розміром гідриду титану 100-200 мкм різниця в усадці складає 2,2 %, що веде до не значного спотворення форми зразка. При створенні трьох шарового матеріалу розмір частинок підбирався так щоб усадка трьох шарів була як найближчою. Верхній шар даного композиту складався з $\text{TiH}_2(-40\text{мкм})+10\%\text{Ліг}+5\%\text{TiB}$, середній шар $\text{TiH}_2(-40\text{мкм})+10\%\text{Ліг}+10\%\text{TiB}$ і нижній шар $\text{TiH}_2(100-200\text{ мкм})+10\%\text{Ліг}$ (рис 5.10а). Даний багат шаровий матеріал було вигнуто в іншу сторону, що свідчить про малу усадку гідридного шару 100-200 мкм у порівнянні з боридними шарами. Зменшивши порошок гідриду титану в шарі ВТ-6 до 63-125 мкм. дозволило створити багат шарову плиту (рис 5.10б), в якій кожний шар усаджувався однаково. Також даним підходом були створенні двох шарові плити з різним складом шарів.

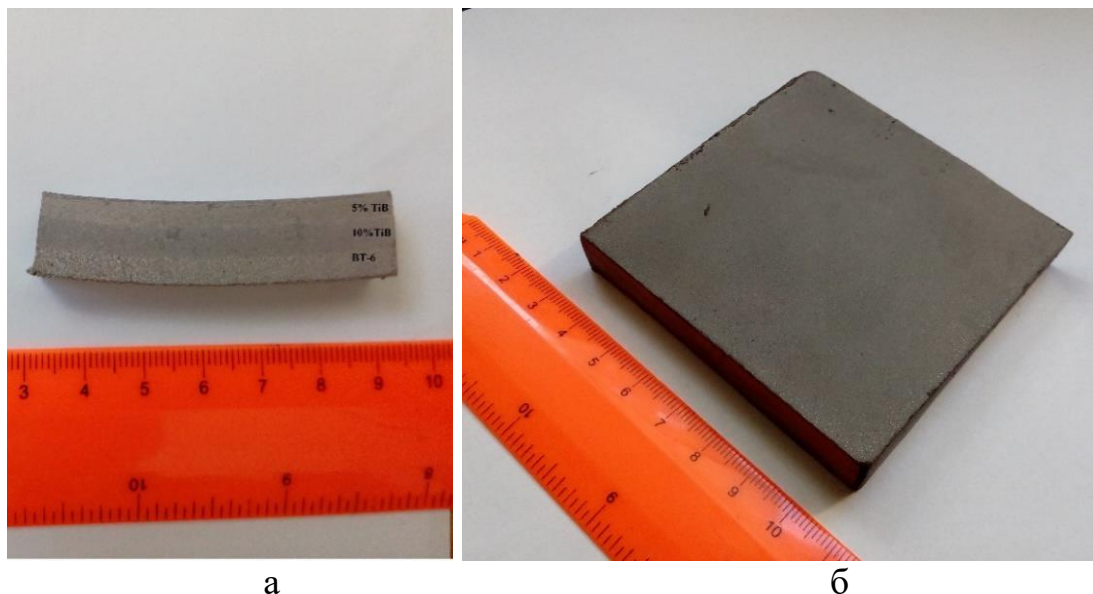


Рисунок 5.10 – Трьох шарові матеріали на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V: а-балка; б-плита

В кожному шарі матеріалу повністю пройшла гомогенізація сплаву Ti-6Al-4V і утворення однорідної мікроструктури (рис. 5.11). Голко подібні моноборидні включення розподілені рівномірно в межах шару. Зменшення тиску пресування веде до збільшення пористості в кінцевих матеріалах, найбільше це спостерігається для шару з найбільшим вмістом TiB оскільки реакція при утворенні голок TiB веде до збільшення і так великої пористості після пресування. Границя розподілу між 2 шарами які містять моноборидні включення ледь помітна, шар з 10%TiB має більшу пористість $\approx 8-9\%$ і більшу кількість боридних голок. Границя розподілу між чистим Ti-6Al-4V і Ti-6Al-4V зміцненим TiB досить чітка пористість чистого сплаву складає $\approx 3\%$ в той час як композиційного матеріалу 5-6%. В даній градієнтній структурі спостерігається не тільки градієнт хімічного складу, а також градієнт по пористості кожного з шарів.

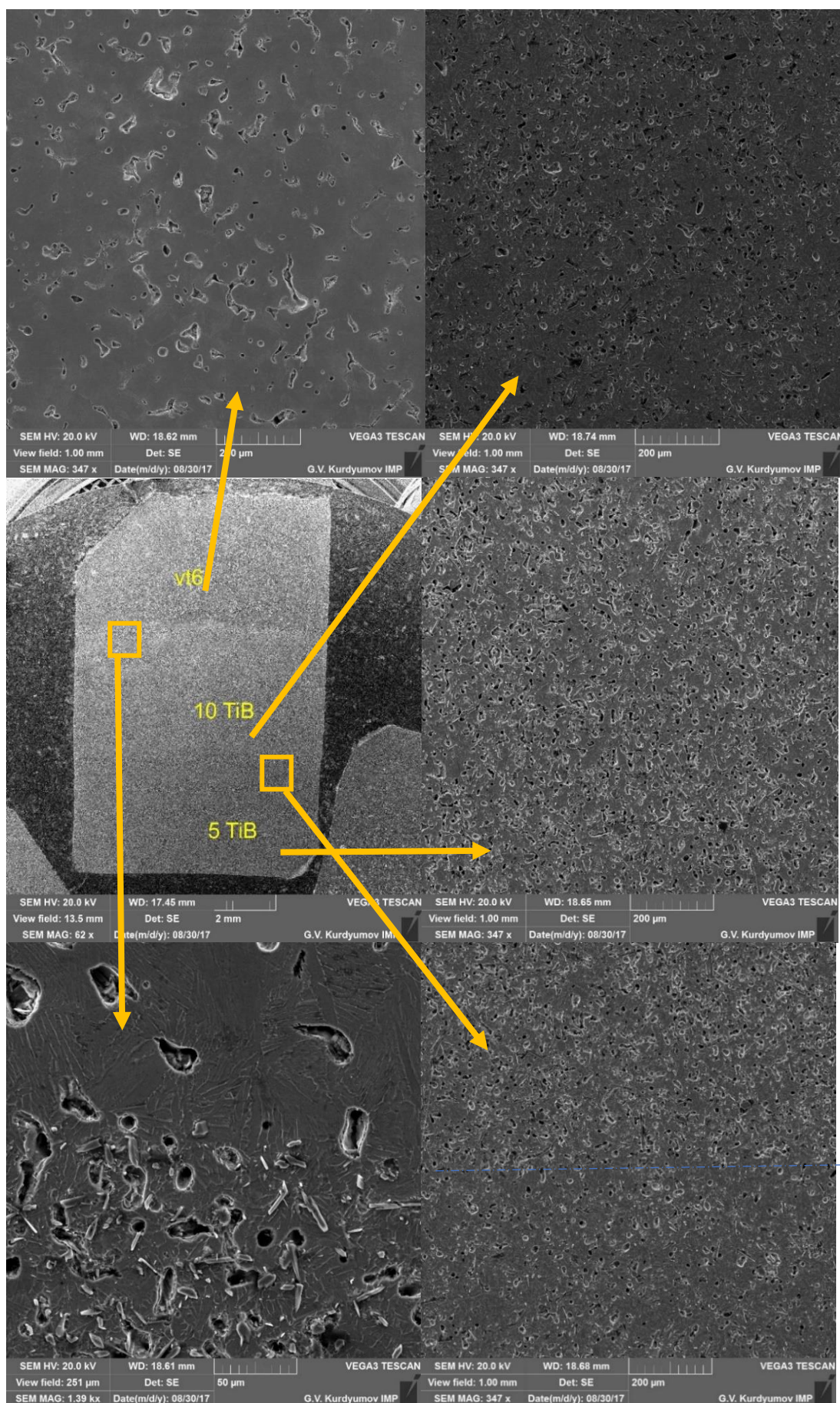


Рисунок 5.11 – Мікроструктура градієнтного трьох шарового виробу

5.5 Основні механічні властивості багат шарових титанових композиційних матеріалів

Механічні випробування багат шарових композиційних матеріалів проводились на трьох точковий згин. Перш за все, слід зазначити, що при даному випробуванні матеріал піддається складному навантаженні, коли на верхній шар матеріалу діють стискаючі напруження, а на нижній шар напруження розтягу. Отже, такий вид механічного випробування поєднує, як би, випробування на розтягування та стискування одночасно.

Типові криві навантаження на трьох точковий згин для двох шарових композиційних матеріалів, що містять різну кількість зміцнюючих частинок представлені на рисунку 5.12. Перш за все слід зазначити, що двох шарові композити з TiV мають гірший баланс між міцністю і пластичністю порівнянні з двох шаровими композитами з TiC. Випробування композиційного матеріалу VT6/VT6+5%TiV з композиційної сторони (застосування сили навантаження до сторони яка зміцнена боридними включеннями) показало більші значення міцності й пластичності (рис. 5.12а) ніж при випробуваннях даного композиту зі сторони титанового сплаву VT6. При випробуванні з неармованої сторони міцність падає на половину, а видовження у 2 рази. Цей ефект пояснюється тим, що шари з TiV краще деформуються на стиск ніж на розтяг. Збільшення вмісту TiV до 10% призводить до не значного підвищення міцності залишаючи видовження на тому ж рівні, особливо при високих швидкостях деформації (рис. 5.12б). Зміна швидкості деформації від 10^{-3}с^{-1} до 10^{-1}с^{-1} не має принципового впливу на поведінку всіх досліджуваних композиційних матеріалів.

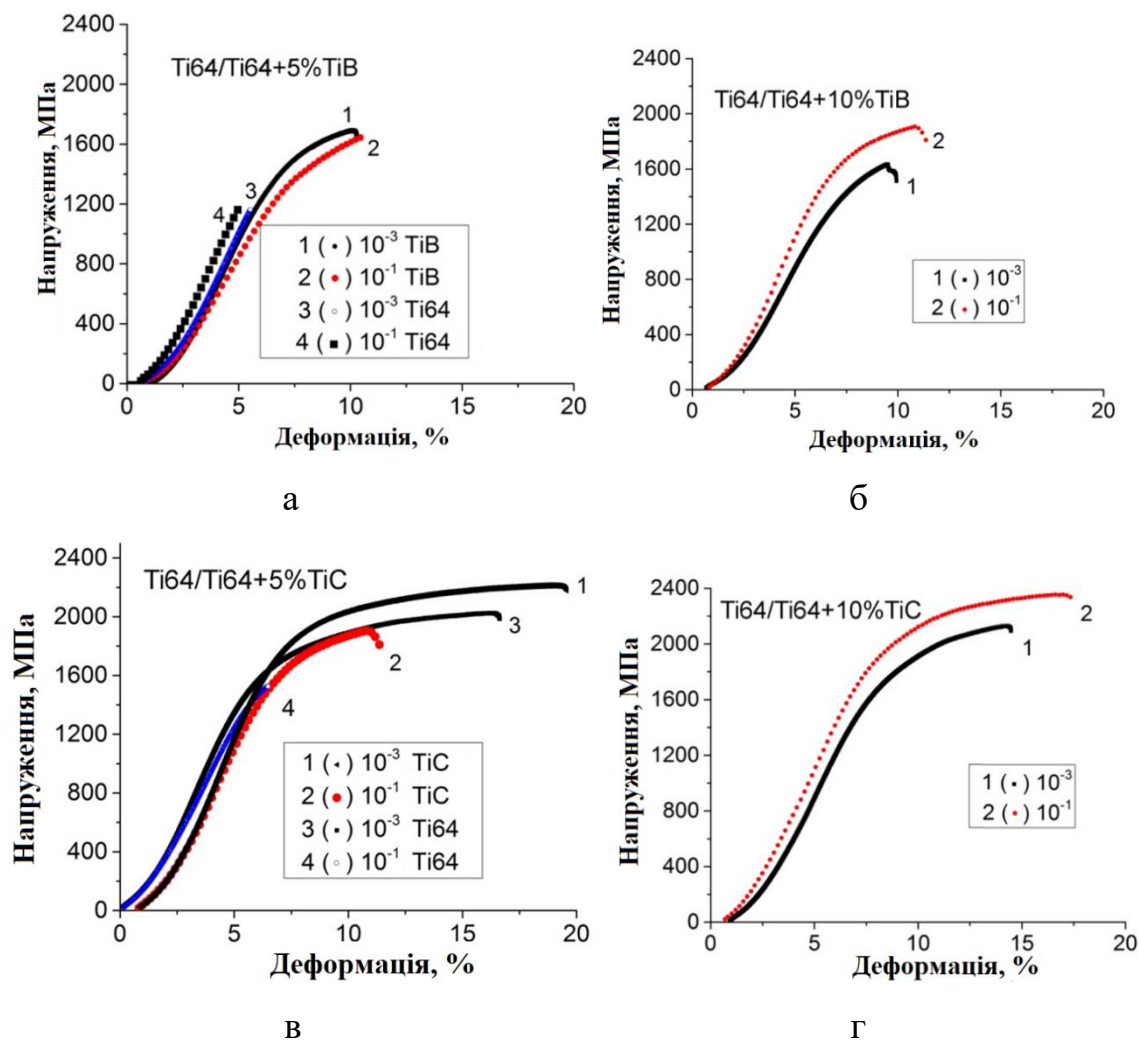


Рисунок 5.12 – Типові криві навантаження для трьох точкового згину для двох шарових композиційних матеріалів: а - Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+5%TiB, б - Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V +10%TiB, в - Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V +5%TiC, г - Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V +10%TiC

Двох шарові композиційні матеріали зміцнені частинками TiC характеризуються кращим балансом міцності та пластичності (рис. 5.12в). Навантаження з двох сторін даного класу композиційних матеріалів має аналогічний характер як з TiB. При навантаженні зі сторони чистого сплаву Ti-6Al-4V спостерігається зменшення міцності й пластичності у 2 рази. Збільшення вмісту TiC до 10 % призводить до незначного покращення характеристик особливо при вищій швидкості деформації (рис. 5.12г).

Поверхні руйнування двох шарових композиційних матеріалів зміцнених TiB представлені на рисунку 5.13. Слід зазначити, що не було виявлено принципової відмінності в характері руйнування між зразками, що містять різну кількість монобориду титану, а також випробуваних при різних швидкостях деформації. Основна відмінність виявлена між поверхнями руйнування шарів Ti-6Al-4V та Ti-6Al-4V+TiB, перший шар характеризується ямковою структурою, що вказує на в'язкий характер руйнування (рис. 5.13в). Шар зміцнений TiB має сліди крихкого руйнування, а також грані TiB голок та зламані TiB голки (рис. 5.13а). Перехідна зона між шарами чітко виділена і на границі не спостерігається утворення тріщини (рис. 5.13б).

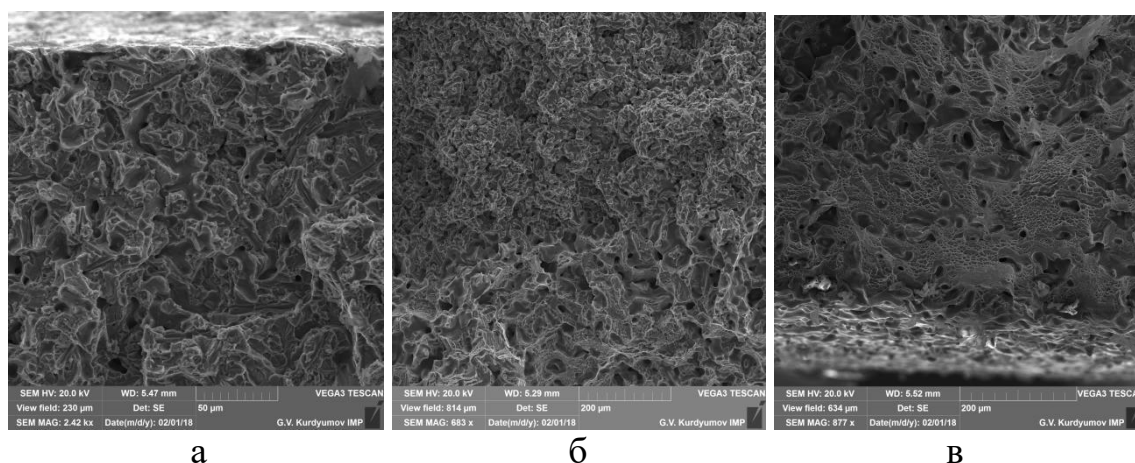


Рисунок 5.13 – Поверхні руйнування двох шарових композиційних матеріалів Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+TiB: а – верхній шар (Ti-6Al-4V+TiB), б – перехідна зона, в – нижній шар (Ti-6Al-4V)

Подібні місця поверхонь руйнування двох шарових композиційних матеріалів зміцнених TiC представлені на рисунку 5.14. На відмінно від зразків з TiB в даному випадку зміцнений шар, що містить карбід титану, має незначну кількість зон з ямковою структурою, що свідчить про пластичний характер руйнування. Не було виявлено крихких граней навколо зміцнюючих частинок, що говорить про те, що дані частинки не ініціюють крихке розтріскування (рис. 5.14а). Також на відміну від матеріалів з TiB поверхня зламів з вмістом TiC є більш рельєфною, що свідчить про те, що тріщини росли (поширювались) більш

розгалуженим шляхом. Чіткої границі між шарами на поверхні зламу не спостерігається (рис. 5.14б). Нижній шар характеризується ямковою структурою руйнування, що вказує на пластичну деформацію під час руйнування (рис. 5.14в).

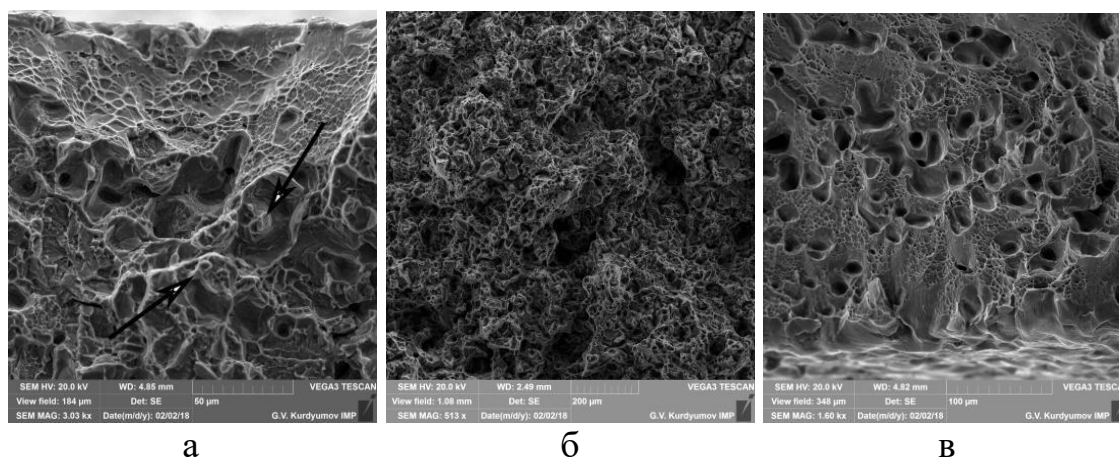


Рисунок 5.14 – Поверхні руйнування двох шарових композиційних матеріалів Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+TiC: а – верхній шар (Ti-6Al-4V+TiC), б – перехідна зона, в – нижній шар (Ti-6Al-4V)

Як було показано раніше механічна поведінка матеріалів на основі титану може бути описана з використанням такого параметра як енергія деформації, особливо залежного від швидкості деформації [151]. На рисунку 5.15 показано залежність енергії деформації від швидкості деформації для одно шарових композиційних матеріалів та двох шарових композиційних матеріалів. Під час визначення енергії деформації спостерігається великий розкид даних, що пов'язано з нерівномірним розподілом пор і розподілом зміцнюючих частинок в матеріалі, однак ці два фактори дуже важко врахувати. Зразки з TiC мають вищу енергію деформації шляхом збереження більш високих значень пластичності. Слід зазначити, що енергія деформації 2 шарових композиційних матеріалів вища на порядок ніж одношарового.

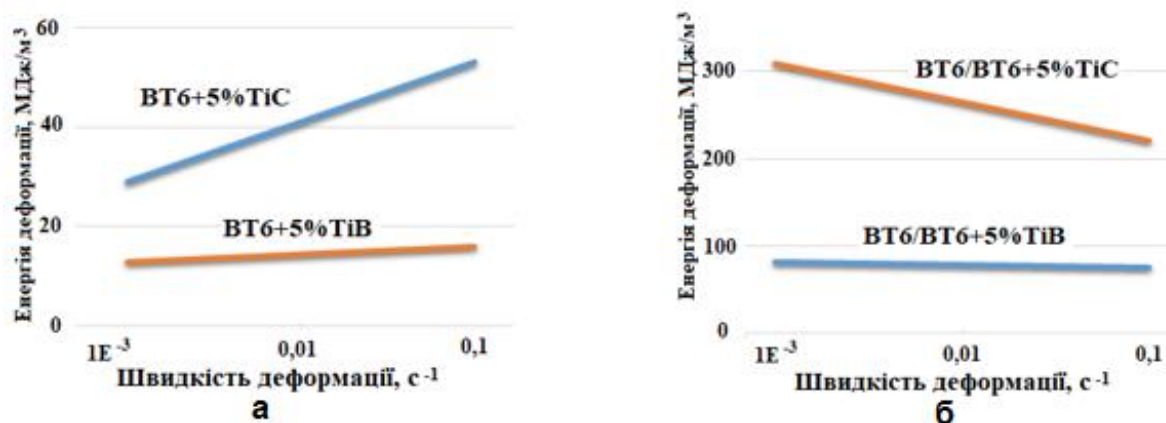


Рисунок 5.15 – Залежність енергії деформації від швидкості навантаження:
а – одно шарових композиційних матеріалів, б – двох шарових композиційних матеріалів

Для визначення оптимального співвідношення між шарами трьох шарових композиційних матеріалів було створено зразки на випробування на трьох точковий згин. Балки мали різне співвідношення між шарами. Оскільки густина компонентів шихти майже однакова то співвідношення визначалося по масі матеріалу (табл. 5.2.)

Таблиця 5.2. Масове співвідношення між шарами градієнтних композиційних матеріалів

№	Склад (шар)	Маса, г	№	Склад (шар)	Маса, г
1	BT6+10%TiC	8	5	BT6+10%TiC	8
	BT6+5%TiC	8		BT6+5%TiC	4
	BT6	8		BT6	12
2	BT6+10%TiC	8	6	BT6+10%TiC	4
	BT6+5%TiC	12		BT6+5%TiC	8
	BT6	4		BT6	12
3	BT6+10%TiC	4	7	BT6+10%TiC	12
	BT6+5%TiC	12		BT6+5%TiC	8
	BT6	8		BT6	4
4	BT6+10%TiC	12			
	BT6+5%TiC	4			
	BT6	8			

Найгірші значення демонструють зразки (№ 2, 7) в яких шар основи найменший. При випробуванні такого градієнтного композиційного матеріалу відсутня ділянка пластичної деформації оскільки пластичний шар досить малий. Оптимальним варіантом є створення градієнтних матеріалів зі співвідношенням шарів (8-4-12 тобто 2-1-3). Середній перехідний шар є мінімальний оскільки за пружну деформацію відповідає верхній шар з 10% армуючої складової, а за пластичність нижній шар з чистого сплаву ВТ-6. На рисунку 5.16 зображені криві після трьох точкового згину для семи варіантів градієнтної структури.

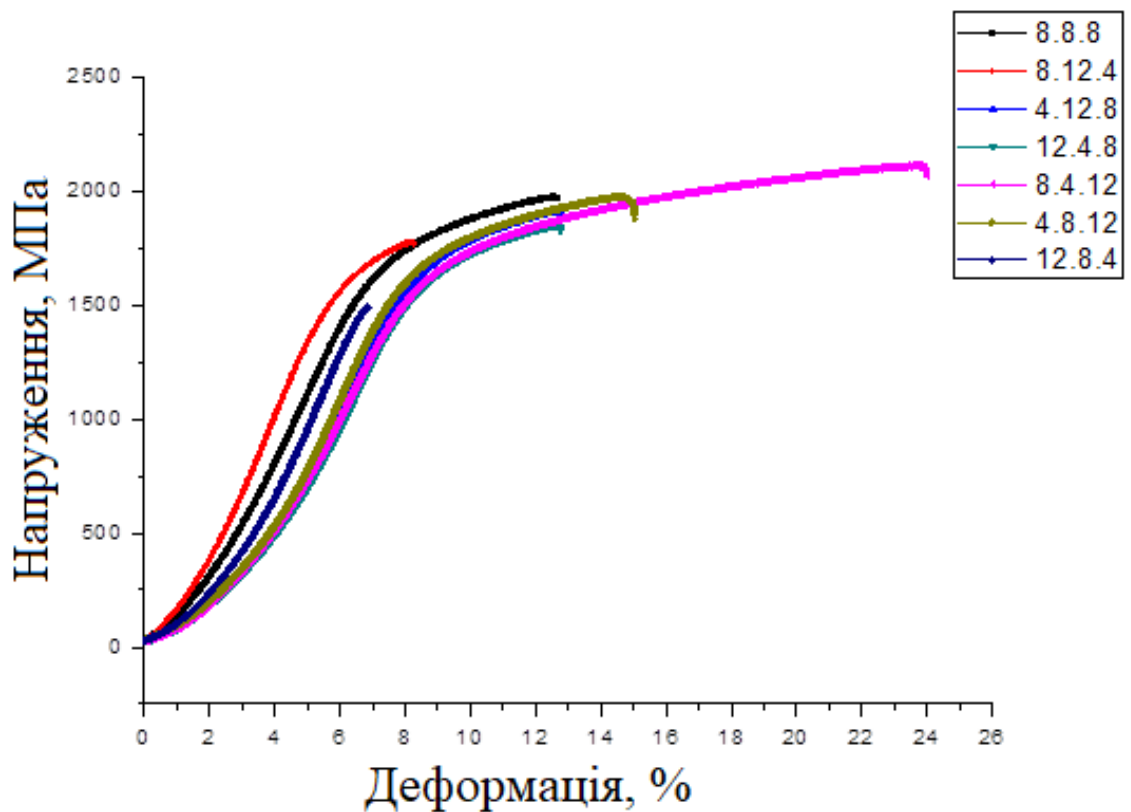


Рисунок 5.16 – Криві навантаження механічних випробувань на трьох точковому згині для трьох шарових композиційних матеріалів

Також було визначено енергію деформації для всіх наведених в таблиці 1 шаруватих матеріалів. Найкращий варіант зі співвідношенням 2-1-3 (8-4-12) має значення енергії деформації 360 МДж/м^3 , а найгірший (12-8-4) 42 МДж/м^3 .



Рисунок 5.17 – Енергія деформації для трьох шарових балок

Для більш точного визначення співвідношення між шарами було випробувано на трьох точковий згин матеріали з мінімальним середнім шаром (Ti-6Al-4V+5%TiC). Випробувалися градієнтні композиційні матеріали зі співвідношенням 10-4-10, 8-4-12, 6-4-14 (рис.5.18). Як видно з рисунка матеріал зі співвідношенням 8-4-12 має найкращі властивості. При даному співвідношенні спостерігається найбільший кут нахилу ділянки пружної деформації, а також найдовша ділянка пластичної деформації. При збільшенні верхнього шару (Ti-6Al-4V+10%TiC) кут нахилу зберігається, проте йде зменшення нижнього шару (Ti-6Al-4V) і втрачаються пластичні характеристики. Характер кривих і визначає енергію деформації. Найбільші значення демонструють градієнтні матеріали зі співвідношенням шарів 8-4-12 (2-1-3).

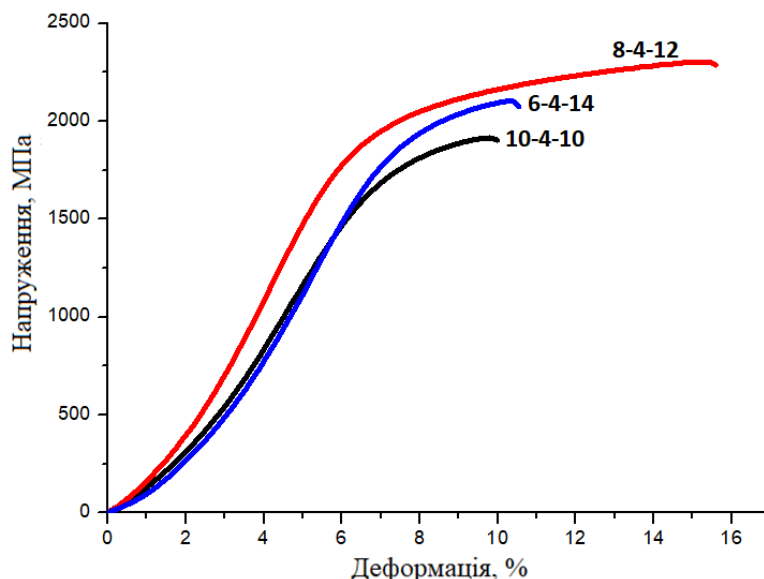


Рисунок 5.18 – Криві навантаження для трьох точкового згину для трьох шарових композиційних матеріалів з різним співвідношенням шарів

5.6 Вплив статичного гарячого пресування на структуру та властивості шаруватих титаноматричних композитів

Армування титанових сплавів частинками TiC, TiB неминуче призводить до зниження значень в'язкості й пластичності матеріалу шляхом утворення додаткової пористості. Використовуючи оптимізовані параметри створення багатошарових виробів на основі титану забезпечило створення виробів з відмінною взаємодією між шарами, а також не спотворювало розміри після спікання. Проте дані параметри особливо низький тиск пресування для масивних зразків не дозволив отримати низькі значення пористості багатошарових виробів. Найнижчу пористість (1,8-3,6 %) демонструють шари зі сплаву Ti-6Al-4V, в залежності від розміру основного порошку TiH₂. Різний розмір порошку використовувався для регулювання не відповідності усадки під час спікання між шарами сплаву Ti-6Al-4V та сусідніми шарами композиційних матеріалів з TiB і TiC. Найменший розмір порошку TiH₂ забезпечує найнижчі значення пористості шару. Пористість шарів металоматричного композиту з TiC знаходиться в діапазоні 3,6-3,8 %. Залишкова пористість композиційних шарів з TiB була

помітно вищою (4,5-8 %) (таблиця 5.3). Всі шари матеріалу характеризуються порівняно не великим розміром зерен в діапазоні 50-100 мкм. Розмір зерен менший в шарах зі зміцнюючими частинками й підвищеною пористістю тому, що вони стримують рухливість границь зерен під час спікання. Внутрішньозерена структура складається з α пластин в межах β зерен. Багатошарові матеріали характеризуються відповідними особливостями в кожному з шарів.

Таблиця 5.3. Значення пористості та твердості по Віккерсу для трьох шарових композиційних матеріалів з частинками TiB та TiC після спікання та наступного гарячого пресування і відпалу.

Матеріал	Шари	Після спікання		Гар. Прес. 1100 °C		Відпал 850 °C, 2 h
		П, %	Твердість, HV	П, %	Твердість, HV	Твердість, HV
ММК з TiC	Ti-6Al-4V	1.8	328	<1	382	361
	Ti-6Al-4V + 5TiC	3.8	333	2	425	448
	Ti-6Al-4V + 10TiC	3.6	373	2.5	455	465
ММК з TiB	Ti-6Al-4V	3.6	309	1-1.5	403	373
	Ti-6Al-4V + 5TiB	4.5	327	4	329	304
	Ti-6Al-4V + 10TiB	8	324	6	454	468

Підвищена залишкова пористість має негативний вплив на механічні властивості спечених матеріалів. Вимірювання твердості по Віккерсу на одношарових матеріалах показує втрату твердості з підвищенням пористості не зважаючи на наявність високо модульних частинок TiC і TiB які повинні сприяти збільшенню твердості. Гаряча деформація матеріалів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V, оптимально, повинна відбуватися до температури $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ перетворення, що складає 990 °C. Однак у випадку з включеннями TiC і TiB та відносно високій пористості шарів з високим вмістом останніх такої температури не достатньо. Підвищення температури вище $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ перетворення підвищує

ризик неконтрольованого росту зерна та забезпечує більш високу спорідненість до окислення. Для трьох шарових матеріалів Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V +5%TiC/ Ti-6Al-4V +10%TiC та Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+5%TiB/Ti-6Al-4V+10%TiB температури до $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ перетворення не достатньо, тому температура була підвищена до 1100 °C. В температурному режимі 850-900 °C не відбувається достатній ступень деформації, для композиційних матеріалів з TiC вона складає $\approx 20\%$ а з TiB $\approx 10\%$. Спостерігається достатня деформація в шарах без високомодульних частинок і незначне зменшення пористості, проте в шарах з TiC та TiB не має помітного впливу на пористість.

Гаряча деформація багатошарових пластин (рис. 5.10б) в окремих шарах буде проходити по різному через відмінність в механічних властивостях. Через відмінність в деформації кожного з шарів метод гарячої прокатки не дозволяє деформувати багатошарові пластини. Під час такого підходу відбувається значна деформація шару без зміцнюючих частинок і розтріскування між шарами. Проте гаряче пресування дозволяє уникнути негативних факторів оскільки сила деформації прикладена перпендикулярно до шарів пластини. Такий підхід дозволяє зберегти форму і цілісність виробів, а також провести деформацію усіх шарів, що не призводить до значного зростання зерен (рис. 5.19).

Трьох шарові матеріали Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+5%TiC/Ti-6Al-4V+10%TiC продеформовані при температурі 1100 °C мають загальну деформацію 45% під час якої зберігається цілісність між шарами (рис. 5.19а). За даних умов ступень деформації шару з ВТ6 досягла 60-65 %, що призвело до зменшення пористості даного шару менше ніж до 1%. Майже відсутність пор і зменшення їхнього розміру при високих температурах спричинило неконтрольований ріст зерен. Внаслідок чого утворились зерна розмір яких більше як 300 мкм. Завдяки швидкому охолодженню на повітрі після гарячої деформації утворюється мартенситна структура. В той самий час шари зміцнені TiC демонструють значно меншу здатність до деформації 12 і 37 % для шарів з 10 та 5 % TiC відповідно, що дозволяє знизити пористість до 2,0-2,5 % і не призводить до значного зростання зерен (рис. 5.19 б).

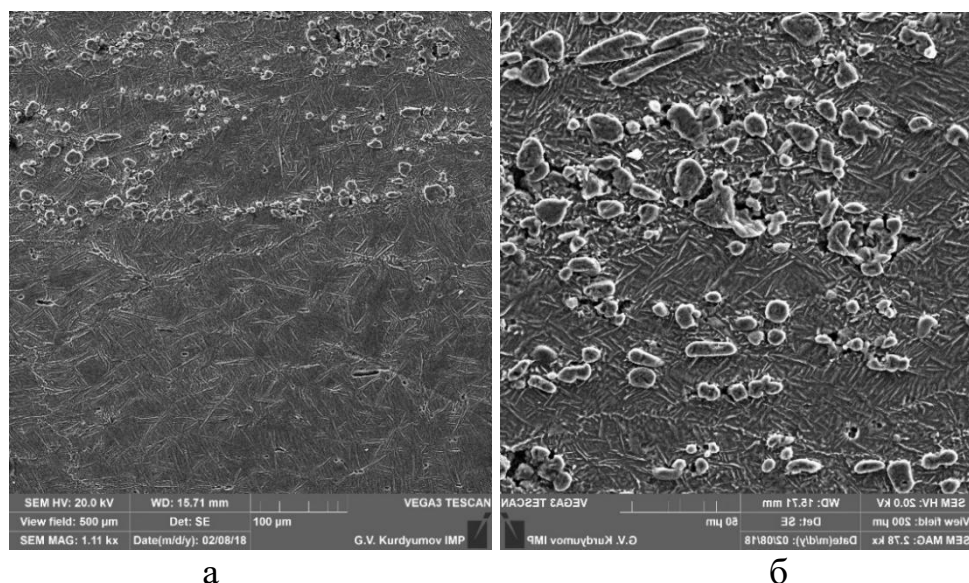
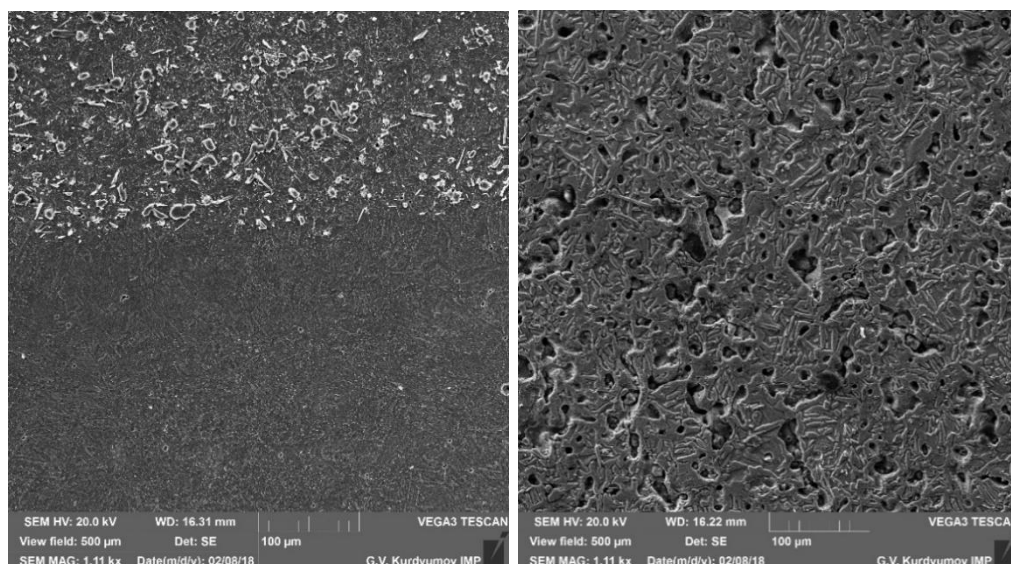


Рисунок 5.19 – Мікроструктура багатошарових композиційних матеріалів зміцнених частинками TiC після гарячої деформації: а – перехідний шар між Ti-6Al-4V і Ti-6Al-4V+5%TiC, б – шар з 10% TiC

Деформаційна поведінка багатошарових композиційних матеріалів з TiB відрізнялась від композитів з TiC. При великих ступенях деформації відбувалося утворення тріщин в шарах з TiB. Допустимий рівень деформації композиту є на рівні 20% і дозволяє зменшити пористості від 3,6 до 1-1,5 % для шару зі сплаву Ti-6Al-4V. При такому рівні пористості ріст зерна був менш вираженим, що призводило до середнього розміру зерна приблизно 150 мкм. Шари матеріалу зміцнені частинками TiB демонструють менші ступені деформації та зниження пористості до 4-6 % (рис. 5.20). Основна відмінність в деформації композитів з TiC та TiB полягає в різному розподілі й формі зміцнюючої фази. Так частинки TiC мають близьку до сферичної форму, а частинки TiB розташовані в матриці у вигляді хаотично орієнтованих голок. Деякі голки монобориду титану ламаються під час деформації й утворюють додаткові пори або тріщини.



а

б

Рисунок 5.20 – Мікроструктура багатошарових композиційних матеріалів зміцнених частинками TiB після гарячої деформації: а – перехідний шар між Ti-6Al-4V і Ti-6Al-4V+5%TiB, б – з 10% TiB

Вимірювання твердості по Віккерсу для всіх шарів композиційних матеріалів, крім шару Ti-6Al-4V+5%TiB, показало збільшення твердості зі спеченими матеріалами (рис. 5.21). Це пояснюється значним зменшенням пористості після деформації та утворенням мартенситної структури матриці з Ti-6Al-4V яка має більш високу міцність. Пористість шарів Ti-6Al-4V+5%TiB майже не змінилась під час гарячого деформування, їх твердість залишається приблизно на тому ж рівні.

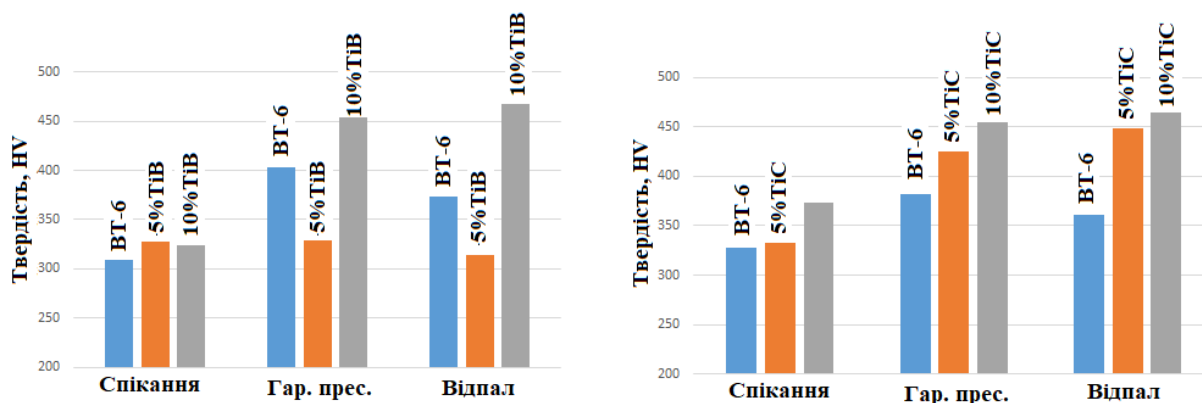


Рисунок 4.21 – Залежність твердості від типу і вмісту зміцнюючої фази після спікання, гарячого пресування, відпалу

Після гарячої деформації в матеріалі зберігаються напруження, а також матрична фаза з Ti-6Al-4V являє собою мартенсит, для усунення напружень і отримання рівноважної $\alpha+\beta$ мікроструктури проводився відпал 850 °C протягом 2 годин. Дана операція зменшила твердість в шарах Ti-6Al-4V за рахунок розкладання мартенситу та видалення напружень. В той час як твердість шарів з високомодульними сполуками була трохи підвищена за рахунок утворення перекристалізованої структури і загоєння областей зникнення пор під час деформації.

Висновки до розділу

Розроблено методику створення титанових матеріалів з градієнтною структурою, що складаються з шарів різного хімічного складу, методами пресування і спікання порошкових сумішей на основі гідриду титану.

Було виявлено, що при переході від лабораторних зразків до практичних виникають труднощі з усадкою (різні шари мають різну усадку). Це негативне явище було усунуто за рахунок оптимізації розміру порошку кожного окремого шару.

Отримано за допомогою оптимізованого методу багат шарові зразки які характеризуються рівномірною усадкою в кожному із шарів, відмінною адгезією між шарами, однорідною мікроструктурою.

Досліджено механічні характеристики багат шарових матеріалів. Виявлено, що двох шарові матеріали Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+TiB(TiC) мають на порядок більшу енергію деформації на відмінно від відповідних одношарових аналогів Ti-6Al-4V+TiB(TiC).

Знайдено оптимальне співвідношення між шарами матеріалу для трьох шарових композиційних матеріалів, при якому досягаються найкращі механічні властивості.

Вивчено процес гарячого пресування спечених багат шарових матеріалів для зниження пористості та підвищення механічних властивостей.

РОЗДІЛ 6

ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА АПРОБАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ

6.1 Триботехнічні властивості металоматричних композитів на основі титанового сплаву Ti-6Al-4V

Триботехнічні випробування були проведенні на різних зразках в парі тертя із загартованою сталлю 65Г. Проводилось дослідження впливу армуючих добавок TiB та TiC, а також їх вмісту на зносостійкість металоматричних композитів на основі сплаву Ti-6Al-4V виготовлених як методом вакуумного спікання порошкових сумішей так і гарячого штампування.

6.1.1 Металоматричні композити армовані моноборидом титану

Випробування проводилися на машині торцевого тертя при сталому навантаженні в 0,5 МПа та при різних швидкостях 4, 6 та 8 м/с і при відстані 1 км. Зразки для випробування виготовлялися стандартним методом порошкової металургії із вмістом зміцнюючої складової 10% TiB, а також зразки отримані методом гарячого штампування із вмістом армуючої складової 5% та 10%. Спечений композиційний матеріал Ti-6Al-4V+10%TiB має на багато більше масове зношування в порівнянні з аналогічними зразками отриманими методом гарячого штампування. При швидкості 8 м/с масове зношування спечених зразків 39,1 мг/км на відміно від гаряче штампованих 9,7 мг/км. Чітко видно залежності масового зношування і коефіцієнтів тертя від швидкості ковзання. Проте слід зазначити, що більший вміст армуючої фази призводить до зменшення зношування, а також незначного зниження коефіцієнту тертя.

Таблиця 6.1. Основні триботехнічні характеристики металоматричних композитів системи Ti-6Al-4V/TiB

Матеріал	Стан	V, м/с	P, МПа	Масове зношування, Іm, мг/км	Коефіцієнт тертя, μ
Ti-6Al-4V +5%TiB	Штампований	4	0,5	18,8	0,62
		6	0,5	12,2	0,44
		8	0,5	10,8	0,4
Ti-6Al-4V +10%TiB	Штампований	4	0,5	12,7	0,65
		6	0,5	10,2	0,4
		8	0,5	9,7	0,36
Ti-6Al-4V +10%TiB	Спечений	4	0,5	48	0,62
		6	0,5	42	0,48
		8	0,5	39	0,46

На рисунку 6.1 представлена залежність коефіцієнтів тертя від швидкості ковзання (при пройденому шляху 1 км) для композитів з різним вмістом армуючої фази та різного методу отримання. Значення коефіцієнтів тертя монотонно знижуються зі збільшенням швидкості ковзання. Максимальні значення спостерігаються для композиту створеного стандартними методами порошкової металургії (пресування, спікання), при даному методі виготовлення даного класу матеріалів, спостерігається значна залишкова пористість, що погано впливає на матеріал в процесі тертя. Мінімальне значення коефіцієнта тертя 0,36 досягнуто для композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+10TiB отриманого методом гарячого штампування, що дозволило знизити пористість <1 % і отримати без пористий композиційний матеріал, що у свою чергу знизило коефіцієнт тертя.

Аналіз масового зношення різних композитів від швидкості ковзання представлений на рисунку 6.2. Композиційний матеріал отриманий методом спікання демонструє достатньо велике зношування на всіх етапах (50-40 мг/км), що пояснюється великою пористістю і морфологією зміцнюючої фази. Моноборид титану представлений у вигляді голок восьмикутної форми з гострими граннями які дуже легко ламаються і кришаться не знаходячись повністю в матричній фазі, що призводить до інтенсивного зношування.

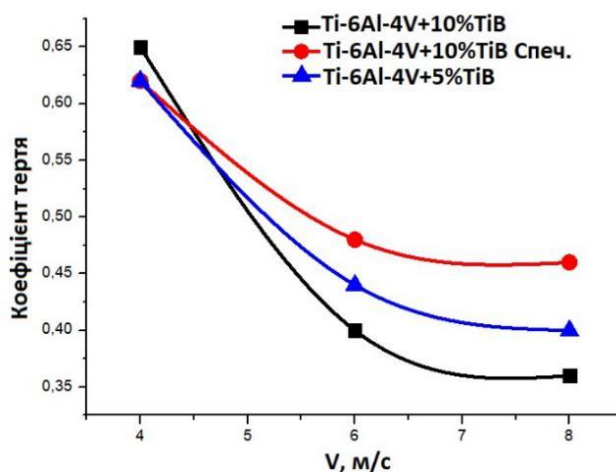


Рисунок 6.1 – Залежність коефіцієнта тертя від швидкості ковзання та вмісту армуючої складової для металоматричних композитів

Зі збільшення вмісту армуючої фази масове зношування знижується для композитів отриманих методом гарячого штампування, спочатку іде більш інтенсивне зношування за рахунок притирання матеріалу. Мінімальне значення було отримано для композиту Ti-6Al-4V+10TiB близько 10 мг/км.

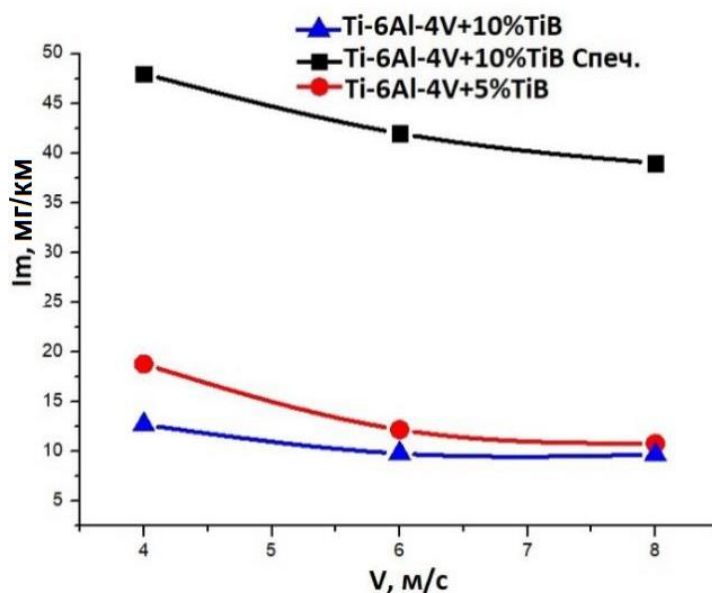


Рисунок 6.2 – Інтенсивність зношування зразків в залежності від швидкості ковзання та вмісту армуючої складової

Боридні голки які виступають із поверхні легко викришуються з матричної фази і ламаються, вони залишаються між поверхнями ковзання та призводять до руйнування поверхонь тертя, шляхом абразивного впливу на поверхню. Даний

ефект можна спостерігати на 2D та 3D профілях поверхонь після трибологічних випробувань (рис 6.3).

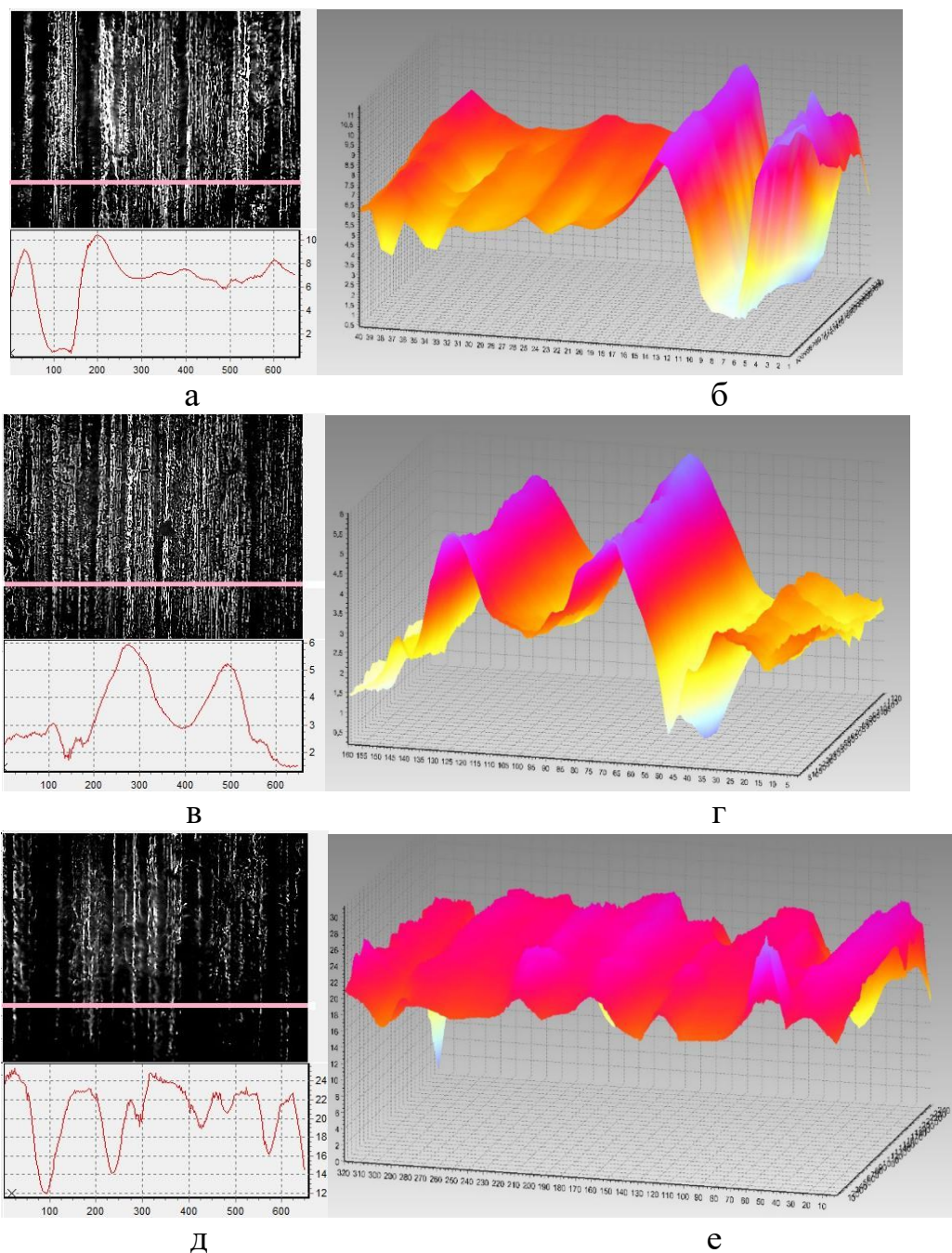


Рисунок 6.3 – 2D та 3D профілі поверхонь композитів після трибологічних випробувань: а, б - спечений композит Ti-6Al-4V+10TiB , в, г - штампований композит Ti-6Al-4V+5TiB , д, е - штампований композит Ti-6Al-4V+10TiB

Для композиту Ti-6Al-4V+10TiB (рис. 6.3 д, е) процес зношування іде більш рівномірно ніж для інших композитів. У всіх випадках наявні борозни утворені в

напрямку ковзання. На рисунку 6.4 представлена поверхня тертя композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+10TiB отриманого методом штампування, даний композит показав найкращі результати при трибологічних випробуваннях.

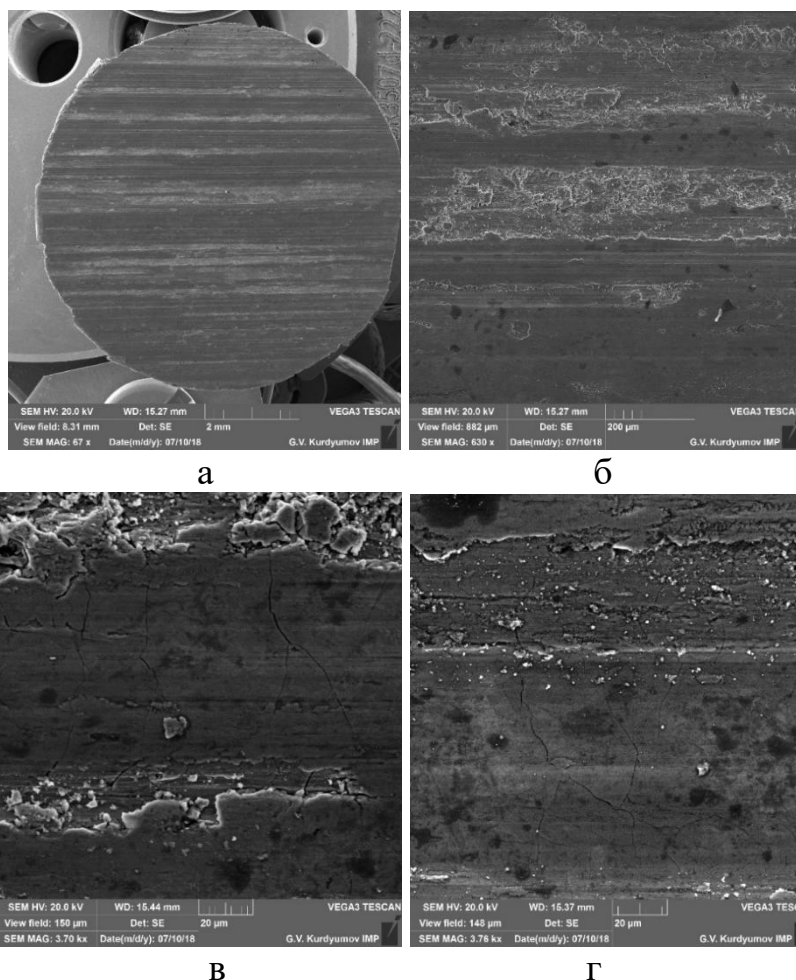


Рисунок 6.4 – Поверхня тертя композиту Ti-6Al-4V+10TiB отриманого методом гарячого штампування : а- x2 мм, б- x200 мкм, в- x20 мкм, г- x20 мкм

На рисунку 6.4 а, б чітко видно напрямок ковзання матеріалу, а також смуги зношування, які є досить великими. При більшому збільшенні (рис. 6.4 в, г) видно досить дрібні абразивні частинки. Можна припустити, що це частинки TiB які були викришені з матричної фази й подроблені в процесі ковзання. Смуги інтенсивного зношування носять абразивний характер утворення. Під час процесу тертя в поверхневих шарах матеріалу утворюються тріщини по границями зерен, що чітко видно при високих збільшеннях.

6.1.2 Металоматричні композити армовані карбідом титану

Аналогічно до випробувань описаних в розділі 6.1.1 було проведено і ряд досліджень для композиційних матеріалів системи Ti-6Al-4V/TiC, з різним вмістом армуючої фази, а також різним методом отримання, результати представлені в таблиці 6.2. Коефіцієнти тертя і масове зношування матеріалу знижується зі збільшенням швидкості ковзання. Для даного класу композиційних матеріалів коефіцієнти тертя не сильно відрізняються (різниця не перевищує 0.03). Головна відмінність спостерігається у масовому зношенні матеріалів.

Таблиця 6.2. Основні триботехнічні характеристики метало-матричних композитів системи Ti-6Al-4V/TiC

Матеріал	Стан	V, м/с	P, МПа	Масове зношування, Im, мг/км	Коефіцієнт тертя, μ
Ti-6Al-4V +5% TiC	Штампований	4	0,5	16,1	0,53
		6	0,5	8,6	0,47
		8	0,5	6,9	0,41
Ti-6Al-4V +10% TiC	Штампований	4	0,5	11,2	0,52
		6	0,5	4,7	0,46
		8	0,5	3,3	0,39
Ti-6Al-4V +10% TiC	Спечений	4	0,5	59,1	0,51
		6	0,5	48,6	0,46
		8	0,5	46,6	0,41

Залежності коефіцієнтів тертя від швидкості ковзання представлені на рисунку 6.5 відбувається зниження від 0,51-0,53 для 4 м/с до 0,39-0,42 для 8 м/с. Метод виготовлення і кількість зміцнюючих включень не сильно впливають. Проте є не значне зменшення для композитів із вищою долею TiC при більших швидкостях ковзання.

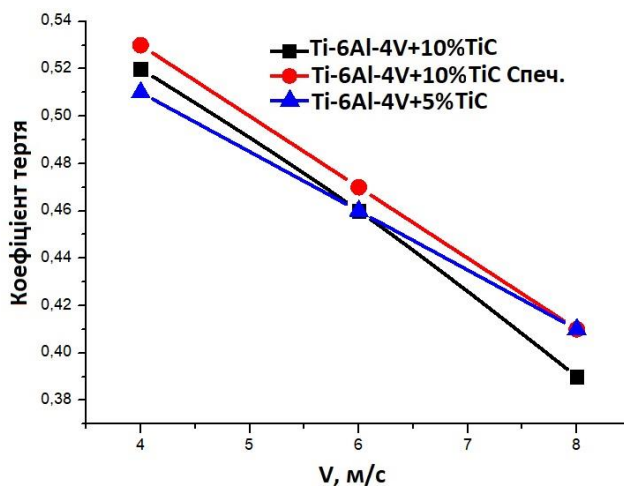


Рисунок 6.5 – Залежність коефіцієнта тертя від швидкості ковзання та вмісту армуючої складової для металоматричних композитів

Головна відмінність даного класу композитів спостерігається у масовому зношені. Для всіх композитів масове зношування спадає зі зростанням швидкості ковзання. Для композиту отриманого найпростішими операціями (пресування, спікання) масове зношування зменшується від 60 мг/км до 46 мг/км. Високі цифри пояснюються пористістю матеріалу, на поверхні ковзання більше зон зачеплення і руйнування. Композиційні матеріали отримані методом гарячого штампування показують значно кращі результати. Матеріал Ti-6Al-4V+5%TiC має зменшення масового зношення при збільшенні швидкості від 16 мг/км при 4 м/с до 7 мг/км при 8 м/с. При збільшенні вмісту карбіду титану до 10% масове зношення складає 11 мг/км при 4 м/с і 3 мг/км при 8 м/с (рис. 6.6).

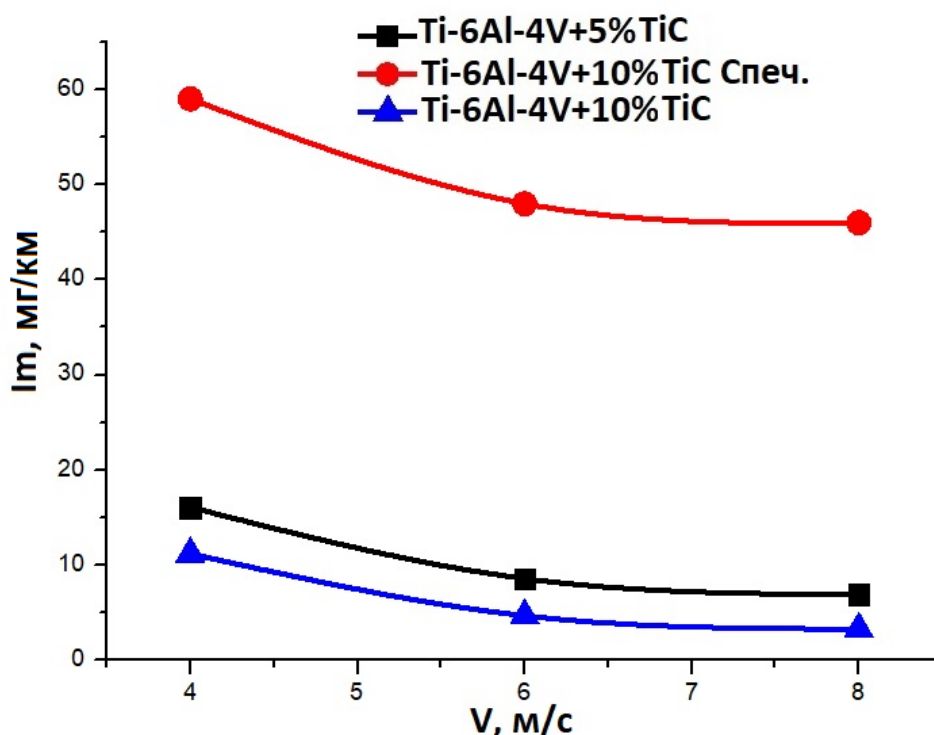


Рисунок 6.6 – Інтенсивність зношування зразків в залежності від швидкості ковзання та вмісту армуючої складової

На рисунку 6.7 представлені 2D та 3D профілі поверхонь композитів Ti-6Al-4V+TiC після триботехнічних випробувань. На поверхнях не спостерігається різкого перепаду, наявні чіткі борозни тертя. Будь яке збільшення швидкості ковзання збільшує температуру на ділянці інтерфейсу, що призводить до утворення шарів з різними оксидами. Розроблений шар захищає матеріал від подальшого зносу, і в результаті зменшується зношування. Проте подальше підвищення швидкості призводить до поступового збільшення температури і пом'якшення матеріалу. На цьому етапі відповідний шар відокремлюється від поверхні, таким чином підвищується швидкість зношування композиційного матеріалу.

Вивчення мікроструктури поверхні тертя композиційного матеріалу Ti-6Al-4V+10%TiC (рис. 6.8), отриманого методом гарячого штампування, показало особливі характеристики зношування даного класу композитів. На рисунку 6.8 а чітко проявляються смуги зношування в напрямку ковзання, при більших збільшеннях видно, що смуги утворені з відшаруваного матеріалу.

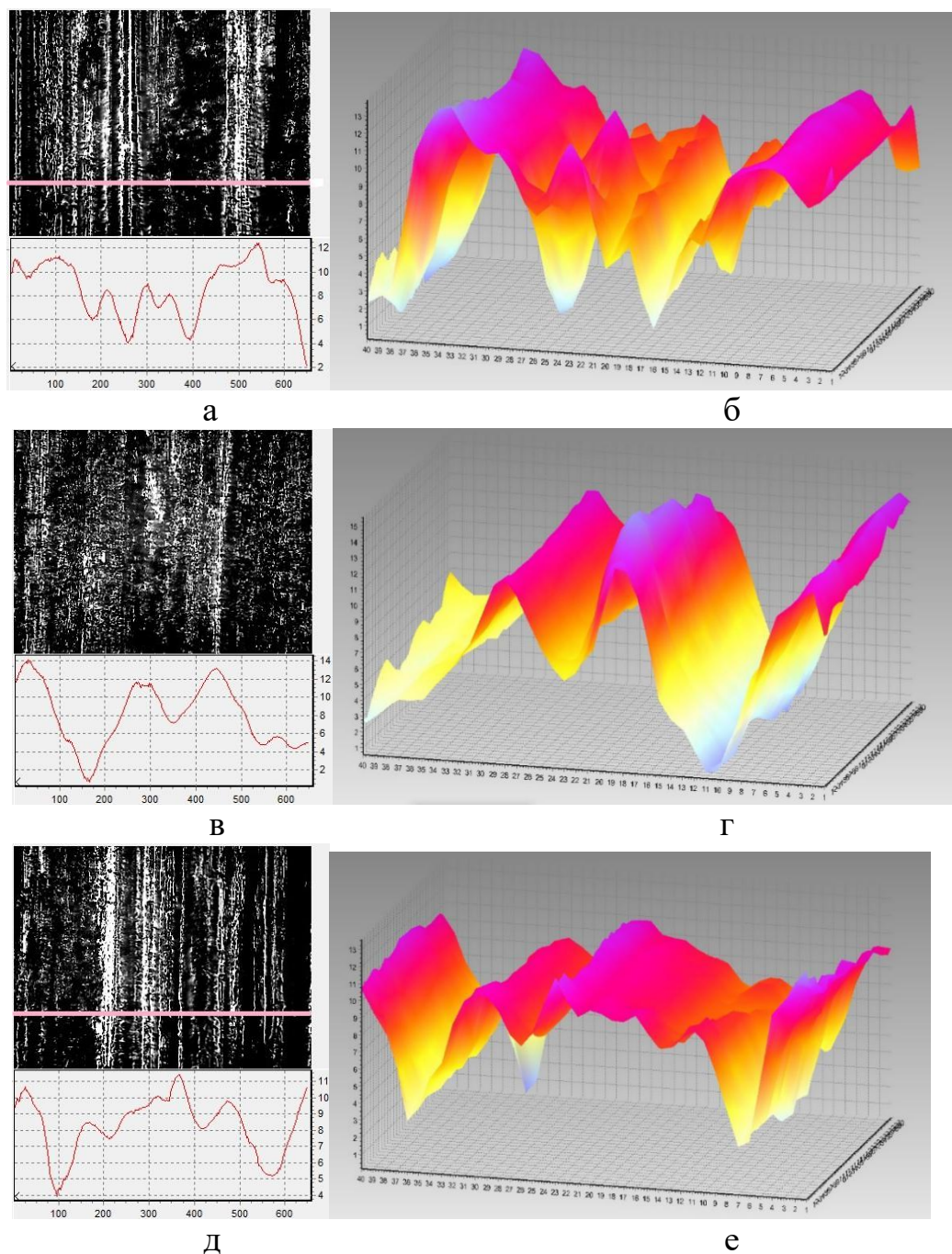


Рисунок 6.7 – 2D та 3D профілі поверхонь композитів після трибологічних випробувань: а, б - спечений композит Ti-6Al-4V+10TiC , в, г - штампований композит Ti-6Al-4V+5TiC , д, е - штампований композит Ti-6Al-4V+10TiC

Порівнюючи найкращі варіанти з двох систем армування Ti-6Al-4V+10\%TiB (рис. 6.4) та Ti-6Al-4V+10\%TiC (рис. 6.8) а також їх значення коефіцієнтів тертя та значення масового зношення можна зазначити, що коефіцієнти тертя знаходяться майже на одному рівні. Проте масове зношення

композиційних матеріалів з додаванням карбіду титану (3,3 мг/км) є меншим ніж з додаванням монокристу титану (9,7 мг/км) даний факт також підтверджується на мікроструктурі поверхонь тертя (рис. 6.4 та рис. 6.8). Матеріал який містить TiC має менші смуги зношування і їх частота теж менша ніж для матеріалу з TiB також не спостерігається абразивних частинок на поверхні тертя у випадку з карбідом титану.

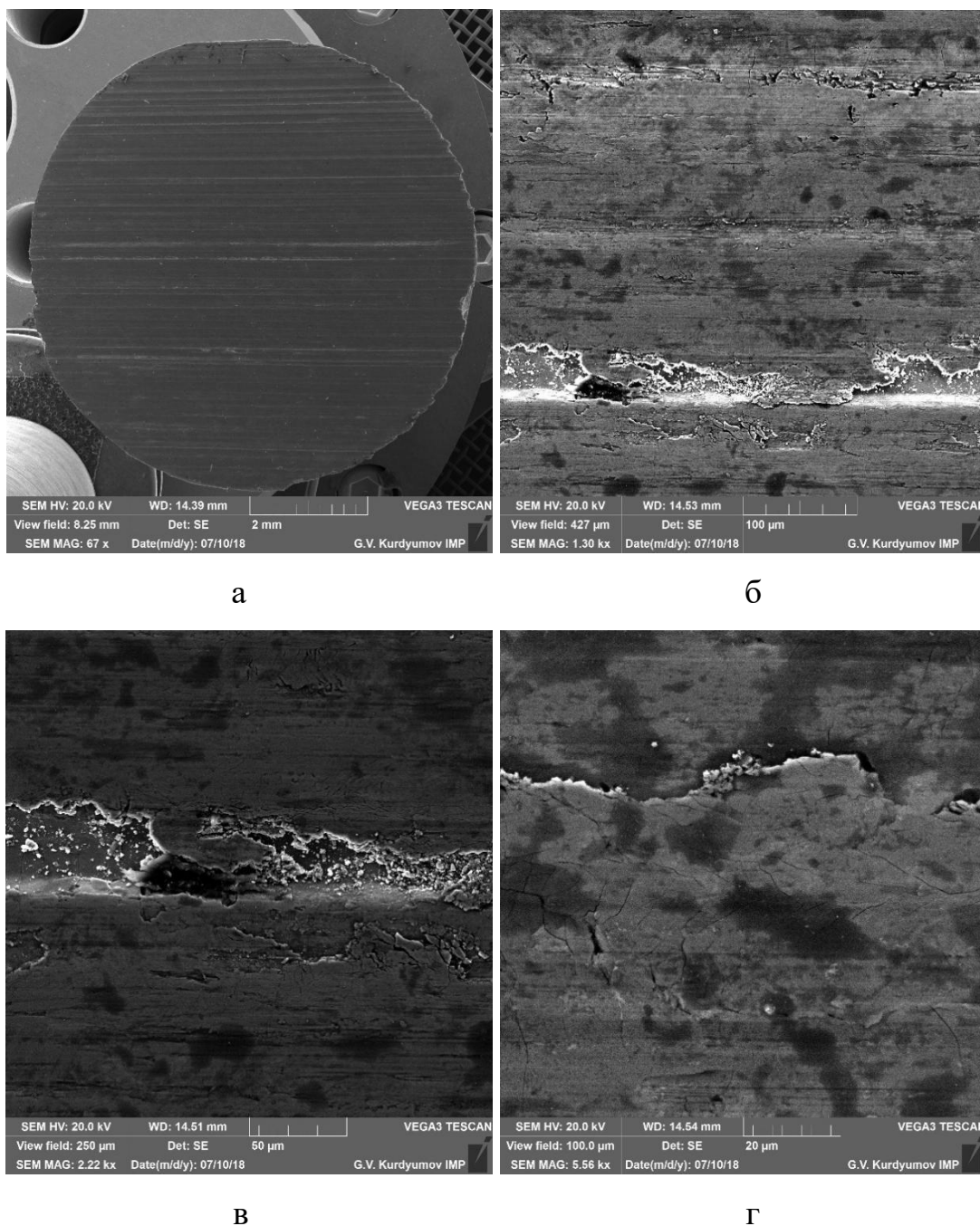


Рисунок 6.8 – Поверхня тертя композиту Ti-6Al-4V+10TiC отриманого методом гарячого штампування : а- x2 мм, б- x100 мкм, в- x50 мкм, г- x20 мкм

Композиційні матеріали за своєю природою є не однорідними, такими які складаються не з однієї фази, а як відомо гетерогенність структури є основною вимогою до зносостійких матеріалів. Змінюючи її, можна істотно впливати на формування необхідних властивостей. У випадку з композитами істотний вклад має не тільки гетерогенність, але і форма і розміщення зміцнюючої фази. Ведення TiB покращує зносостійкість матеріалу, проте в порівнянні з TiC властивості зношування гірші в першу чергу за рахунок форми включень. Високоміцні голки з чіткими гранями виконують ефект різання матеріалу, і тому, що співвідношення довжини до ширини голок досить велике то кінці голок легко відламуються і стають абразивними частинками які збільшують зношення матеріалу. Морфологія частинок TiC істотно відрізняється, вони мають форму подібну до сферичної без виражених граней. На першому етапі частинки притираються і далі працюють без викришування і руйнування.

6.2 Елементи броньового захисту з використанням металоматричних композитів на основі титану

З метою дослідження можливостей виготовлення елементів броньового захисту з титанових сплавів було створено ряд пластин як одношарових так і градієнтних з використанням порошкової металургії титанових сплавів (табл. 6.3) Створення градієнтних пластин відбувалося по оптимізованому методу описаному в розділі 5.

Найбільш важливі балістичні властивості броні це здатність чинити опір проникненню кулі та збереження цілісності броньового елементу (не розтріскування) створюють різні вимоги щодо матеріалів з яких їх виготовляють, які є часто не сумісні. Висока міцність і твердість матеріалу відповідає за зупинку снаряду і не проникність його, проте щоб не допустити розтріскування і руйнування під час удару потрібно мати високі значення пластичності матеріалу. Оскільки дані елементи повинні витримувати багаторазовий вплив зберігаючи

при цьому цілісність і властивості. Тому шукають компромісні рішення які задовольняли обом критеріям. На даний час найпоширеніші елементи броньового захисту виготовляють зі сталі. Використання титанових елементів броньового захисту дозволить знизити їх вагу на $< 40\%$ у порівнянні з сталевими. Дане зменшення ваги при збереженні захисних властивостей дасть великі переваги як і для броні особистого захисту так і для захисту машин.

Таблиця 6.3 Список створених титанових елементів броньового захисту для дослідження балістичних властивостей

№ п/п	Тип	Режим синтезу	Склад
1	Два шари	1250°C, 3 год	Ti/Ti+5%TiB
2	Два шари	1250°C, 3 год	Ti/Ti-6Al-4V
3	Два шари	1250°C, 4 год	Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+5%TiC
4	Два шари	1250°C, 4 год	Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+5%TiB
5	Два шари	1250°C, 4 год	Ti/Ti-1Al-8V-5Fe
6	Два шари	1250°C, 4 год	Ti / LCB (Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al)
7	Два шари	1250°C, 4 год	Ti/ Ti-4%Fe
8	Два шари	1250°C, 4 год	Ti/Ti-6%Fe
9	Два шари	1250°C, 4 год	Ti/20%(Ti+5%TiC)
10	Два шари	1250°C, 4 год	Ti/20%(Ti+5%TiB)
11	Два шари	1250°C, 4 год	LCB / 20%(LCB +5%TiC)
12	Два шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/20%(Ti -6Al-4V+5%TiC)
13	Два шари	1250°C, 4 год	Ti-5%Fe / Ti-5%Fe+5%TiC
14	Два шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/20%(Ti -6Al-4V+10%TiC)
15	Два шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/Ti -6Al-4V+10%TiB
16	Три шари	1250°C, 4 год	Ti/Ti+5%TiB/Ti
17	Три шари	1250°C, 4 год	Ti/Ti+5%TiB/Ti -6Al-4V
18	Три шари	1250°C, 4 год	Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+2%TiC/Ti-6Al-4V+5%TiC
19	Три шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/Ti -6Al-4V+10%TiB/Ti -6Al-4V+5%TiB
20	Три шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/Ti -6Al-4V+10%TiC/Ti -6Al-4V+5%TiC
21	Три шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/Ti -6Al-4V+5%TiB/Ti -6Al-4V+10%TiB
22	Три шари	1250°C, 4 год	Ti -6Al-4V/Ti -6Al-4V+5%TiC/Ti -6Al-4V+10%TiC

Різні титанові сплави мають ряд переваг таких як питома маса, хороші балістичні властивості, стійкість до корозії, що дозволить знизити догляд за елементами до мінімуму. Головним недоліком є висока ціна в порівнянні зі сталлю при використанні стандартного металургійного методу. Виготовлення даних елементів з використання методів порошкової металургії й гідриду титану в якості вихідного матеріалу дозволяє значно знизити витрати в порівнянні з методом переплаву.

Створено ряд одношарових пластин з титанових сплавів та з композиційних матеріалів для визначення основних особливостей виготовлення броньових елементів і властивостей. Через те, що одношаровий матеріал не в змозі забезпечити одночасно високу міцність і твердість в поєднанні із високими значеннями пластичності, було створено багатошарові градієнтні пластини (рис 6.9). Верхній шар пластин складався із більш міцного і твердого сплаву або композиту, а нижній з більш пластичного. Верхній міцний і твердий шар зупиняє снаряд, а нижній пластичний не дає матеріалу розтріскатися і гасить механічну енергію шляхом пластичної деформації. Використання одношарових не градієнтних титанових плит, листів в якості броньового захисту має один вагомий недолік. В однорідних титанових сплавах, а також в загартованих сталях проявляються ефекти адіабатичного здвигу [152]. Градієнтні титанові матеріали позбавлені даного недоліку, смуги адіабатичного здвигу можуть виникати в окремих шарах матеріалу.



Рисунок 6.9 – Зовнішній вигляд титанових елементів броньового захисту

Ряд пластин які наведені в таблиці 6.1 були досліджені на механічні властивості, структуру утворення та взаємодію між різними шарами матеріалу (для градієнтних матеріалів). Інші пластини були випробувані на балістичні властивості результати який представлені в додатку 2.

6.3 Балістичні випробування градієнтних композиційних матеріалів на основі титанового сплаву ВТ-6 (Ti-6Al-4V)

Аналіз даних механічних випробувань (розділ 5.4) та балістичних випробувань (додаток 1) показав, що оптимальним варіантом для матеріалів балістичного захисту є титановий сплав Ti-6Al-4V. За результатами механічних випробувань на трьох точковий згин та енергія деформації даного сплаву з глобулярною мікроструктурою не значно змінюється зі швидкістю навантаження у всіх інших випадках вона знижується з підвищенням швидкості деформації. Результати трьох точкового згину були підтверджені балістичними випробуваннями, що один і той самий сплав, але з різною мікроструктурою поводить себе по різному.

На двох варіантах багатошарових плит було проведено балістичні випробування та досліджено зону ураження. Постріли проводилися із балістичного ствола СВД С-08 кулею 7,62 мм оживальної форми зі сталевим термозміцненим осердям гвинтівкового набою 7,62*54 мм, інд. 57-БЗ-322. На рисунку 6.10 представлено дослідження зони ураження броньового елемента з титанової плити розміром 79*126*31 мм з градієнтною структурою, що складається з двох шарів: нижній шар сплав Ti-6Al-4V міцність якого складає 900-1000 МПа, другий шар композиту Ti-6Al-4V+TiB з міцністю 1200 МПа.

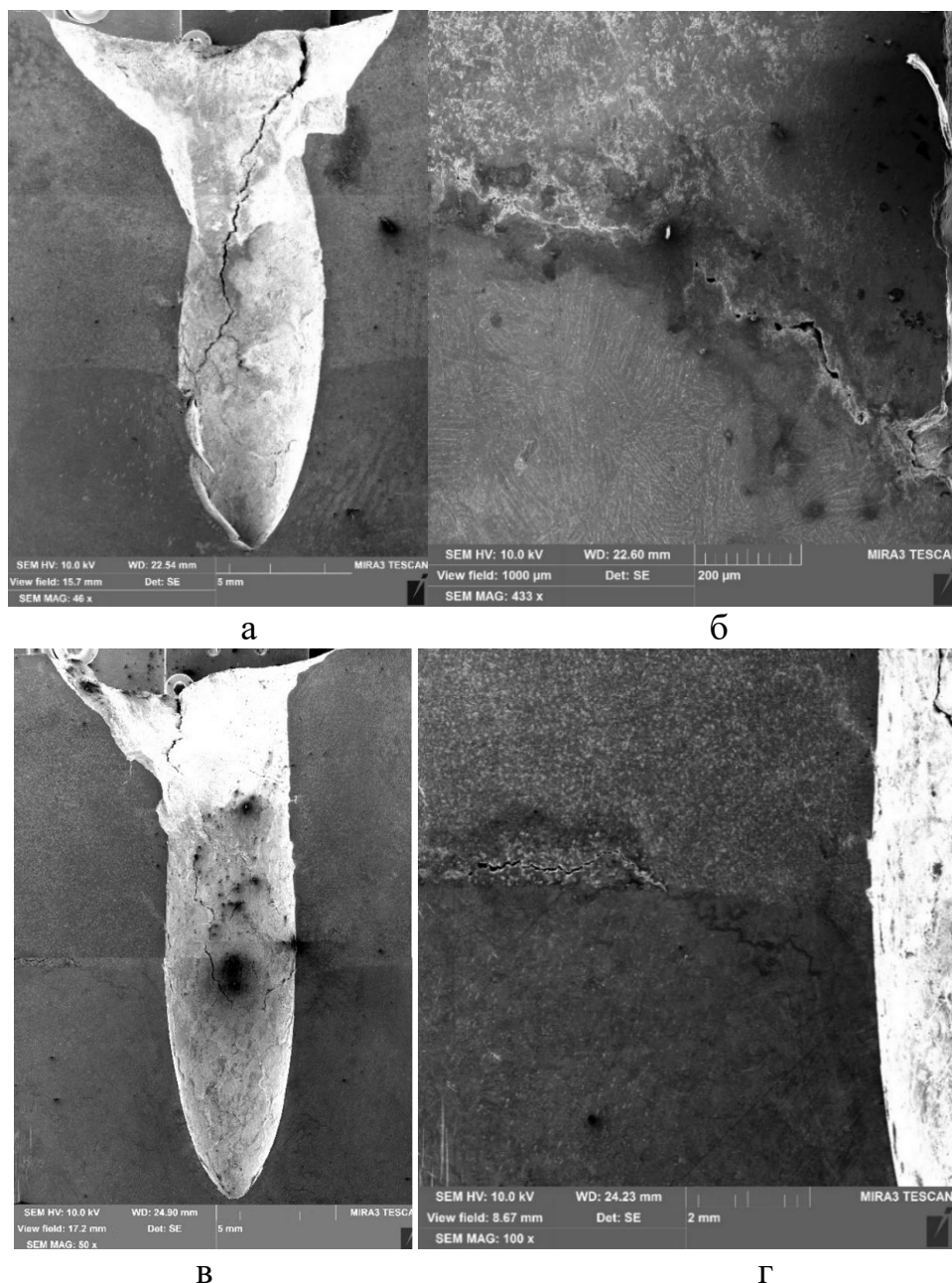


Рисунок 6.10 – Зона влучання кулі калібру 7,62 у двох шарову титанову плиту Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+TiB: а-загальний вигляд першого влучання; б-перехідна зона між нижнім шаром без включень; в-загальний вигляд другого влучання; б-перехідна зона між нижнім шаром без включень для другого влучання

На рисунку 6.11 представлено дослідження зони після балістичного випробування титанової плити розміром 78*113*31 мм з градієнтною структурою, що складається з трьох шарів нижній шар титановий сплав

Ti-6Al-4V з міцністю 900-1000 МПа, та композиті Ti-6Al-4V+10%TiC і Ti-6Al-4V+5%TiC міцність яких 1200 МПа.

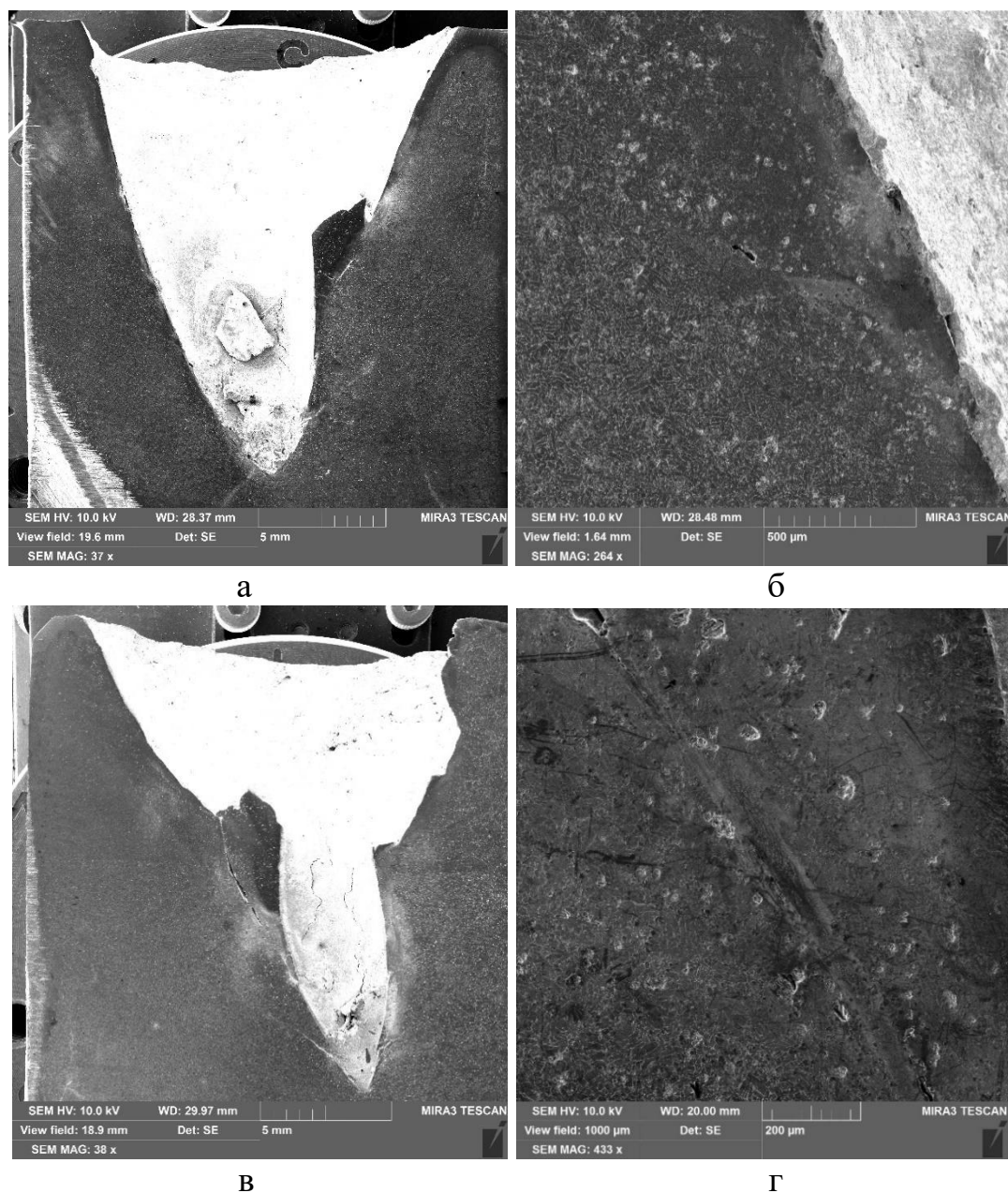


Рисунок 6.11 – Зона влучання кулі калібру 7,62 в трьох шарову титанову плиту Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V+10%TiC/Ti-6Al-4V+5%TiC: а-загальний вигляд першого влучання; б-перехідна зона між шарами з різним вмістом карбиду титану; в-загальний вигляд другого влучання; б-перехідна зона між шарами з різним вмістом карбиду титану для другого влучання

Також було проведено випробування балістичних пластин розміром 80*80*12 мм з градієнтною структурою, що склалися з трьох шарів: нижнього

шару з Ti-6Al-4V та двох наступних шарів Ti-6Al-4V+TiB з різним вмістом монобориду титану. Результати представлені в додатку 3.

Через те, що при синтезі градієнтних багатошарових пластин використовуються не значні тиски пресування 150 МПа в матеріалі залишається додаткова пористість. Верхній шар з найвищим вмістом армуючої фази має відповідно і вищі значення пористості. Пористість матеріалу є не бажаним ефектом оскільки знижує властивості матеріалу. Тому після синтезу дані матеріали піддавалися гарячому пресуванню. Гаряче пресування є більш простою технологічною операцією ніж гаряча прокатка, яка також може бути використана для зменшення пористості матеріалу. Оскільки матеріал верхніх шарів має найбільшу твердість то відповідно і його деформація буде найповільнішою, а шару без включень найшвидшою. Процес деформування відбувався при нагріванні зразка до 1000 °C і пресуванні під навантаженням 120 тон.

Аналогічні за складом, що описані й досліджені вище, але гаряче деформовані броне захисні плити були теж випробувані на балістичні властивості. Двох шарова плита шар основи якої складає Ti-6Al-4V а верхній шар із композиту Ti-6Al-4V+TiB розмірами 95*80*19 мм повністю витримав дію кулі Б-32 гвинтівкового набою 7,62*54 мм інд. 57-БЗ-322 при пострілі з балістичного ствола С-08. Даний елемент броньового захисту відповідає вимогам класу захисту ПЗСА-6 при кутах обстрілу 90° згідно з вимогами ДСТУ 3975-2000 та вимог 5 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно з вимогами ДСТУ В4103-2002. Аналогічні випробування проводилися для трьох шаруватих елементів броньового захисту основа якого складає титановий сплав Ti-6Al-4V з наступними шарами Ti-6Al-4V+TiC з різним вмістом карбіду титану з розміром 85*70*20 мм.

На рисунку 6.12 зображена залежність так званої швидкості V50 від товщини елементу броньового захисту для титанових сплавів. Дану криву було отримано [153] використовуючи експериментальні дані отримані після відстрілу бронезахисних пластин з різних титанових сплавів різної товщини. Випробування проводилися для кулі калібром 7,62 м з м'яким осердям. Так звана швидкість V50 це швидкість при якій захисна пластина відповідної товщини має

шанс 50% на пробиття і 50% на не пробиття. На даній криві нанесено результати після відстрілу трьох шарових пластин як із TiB так і TiC. В нашому випадку не можливо було визначити швидкість V50 оскільки пластини товщиною 16-20 мм витримують дію кулі 7,62 мм навіть при швидкості 900 м/с, що відповідає 5 класу захисту. Дані точки на рисунку 6.12 демонструють 100 % не пробій.

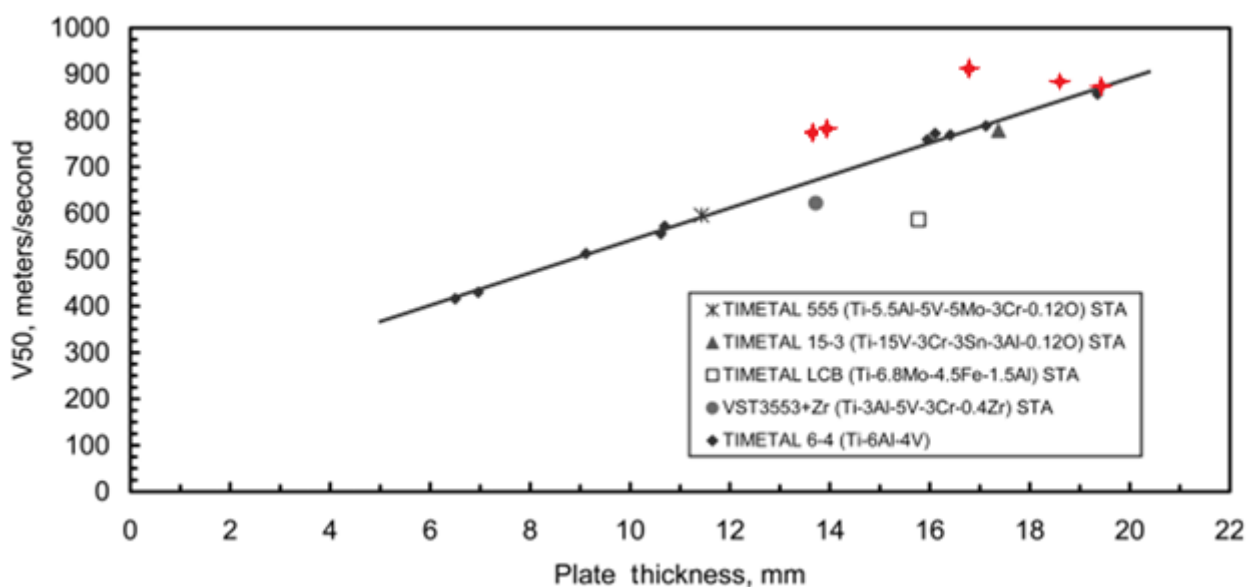


Рисунок 6.12 – Залежність швидкості V50 від товщини титанових пластин

За даними J.C. Fanning 16 мм пластини з різних титанових сплавів при пострілі з кулі 7,62 мм мають 50 % шанс не пробою (швидкість V50) не більше як 800 м/с. Однак градієнтні трьох шарові пластини при аналогічній товщині мають 100% шанс не пробою навіть при швидкості відповідної кулі 900 м/с. Для визначення швидкості V50 потрібно збільшувати калібр кулі або зменшувати товщину захисних елементів. Зменшення товщини захисних пластин дозволить знизити вагу при збереженні 5 класу захисту.

Висновки до розділу

За результатами трибологічних властивостей було показано, що зі збільшенням армуючої складової (TiC, TiB) коефіцієнт тертя та лінійне зношування матеріалу зменшується. Важливу роль на зношування матеріалу має метод виготовлення. Зразки отримані методом гарячого штампування показують на порядок менші величини зносу.

Показано, що для матеріалів які працюють в умовах тертя краще підходять композиційні матеріали армовані TiC за рахунок їх сферичної форми.

За оптимізованими параметрами виготовлено пласкі вироби (пластини), що складаються з 2-3 шарів матеріалів, різних за хімічним складом та комплексом механічних властивостей.

Проведено випробування на бронестійкість відібраних титанових плит з градієнтною структурою, які показали, що розроблена технологія дозволяє створити матеріали з достатньою бронестійкістю, що відповідає 5 класу захисту.

Вивчено основні характеристики бронестійкості виробів, створених за розробленою технологією, та визначено найбільш перспективні комбінації матеріалів.

ВИСНОВКИ

У дисертації вирішена актуальна науково-технічна задача удосконалення технології отримання титаноматричних композитів з високомодульною армуючою складовою на основі встановлення загальних закономірностей формування структури та властивостей композитів різного складу та розробка фізико-технологічних засад створення матеріалів даного класу з високим комплексом механічних та експлуатаційних характеристик.

1. За результатами порівняльного аналізу показана ефективність використання вихідного порошку гідриду титану замість титанового порошку в якості матеріалу основи для синтезу спечених металоматричних композитів на основі титану з присадками TiC , TiB_2 та B_4C . Встановлено, що середня пористість спечених пресовок із сумішей на основі технічно чистого порошку титану для всіх видів присадок перевищує відповідні значення пористості зразків, отриманих із застосуванням порошку TiH_2 за рахунок прискорення дифузійних процесів при спіканні внаслідок наявності активованого стану титанової матриці, що встановлюється при дегідруванні гідриду титану в процесі нагрівання. Це обумовлює забезпечення вищих значень механічних характеристик у порівнянні із композитами, отриманими на основі серійного порошку титану.

2. На основі результатів досліджень впливу типу армуючих присадок (TiC , TiB_2 , B та B_4C) на особливості структуроутворення спечених з їх використанням металоматричних композитів показано суттєву відмінність характеру структури спечених сплавів та взаємодії присадок з матричною фазою для різних типів зміцнюючих присадок. Спікання пресовок з порошкової суміші $\text{TiH}_2\text{-TiB}_2$ супроводжується активною взаємодією часток дибориду з титановою матрицею, в результаті якої в титановій матричній фазі виділяються голкоподібні частинки монобориду титану із розмірами $1\div 5$ мкм в перерізі та довжиною $10\div 25$ мкм. Частинки TiC практично не взаємодіють в процесі спікання з матричною фазою і мають відносно рівновісну форму, тоді як мікроструктура композитів, спечених із суміші порошків гідриду титану та карбіда бору, відзначається наявністю

конгломератів розміром $20\div 50$ мкм, що складаються із високодисперсних частинок боридних фаз титану голкоподібної форми та незначної кількості рівновісних частинок TiC .

3. Досліджено вплив типу армуючих частинок на структуру та процес ущільнення при спіканні титаноматричних композитів. Показано, що використання термодинамічно стійкої сполуки карбіду бору призводить до утворення більшої пористості й неповної взаємодії B_4C з титаном, а застосування аморфного бору при синтезі титаноматричних композитів не є доцільним через утворення великої вторинної пористості (близько 10 %), яка в процесі високотемпературного синтезу не заліковується. Найбільш ефективним є використання частинок TiC і TiB_2 в якості зміцнюючої фази в титані.

Найвищий рівень твердості (HV 466) композиту досягнуто при використанні суміші з порошку гідриду титану і TiB_2 як армуючої присадки, тоді як при використанні суміші порошку титану та TiC твердість композиту суттєво нижча (HV 381).

4. Результати дилатометричних досліджень показали, що усадка пресовок, отриманих із суміші порошку TiH_2 з добавками TiB_2 при досягненні температур спікання є значно меншою, ніж для порошку гідриду титану без армуючої присадки, і не перевищує $1,5\div 2$ % на відміну від ~ 10 % для гідриду титану без дибориду. Пористість спечених пресовок зростає зі збільшенням вмісту дибориду титану у вихідній шихті з 1,5 % для зразків без боридних включень, до 7,5 % - для пресовок, спечених із шихти з 10 % з TiB_2 , що обумовлено проявом при спіканні ефекту Френкеля.

5. Показано, що величини значень міцності на розтяг, твердості та модуля пружності, попри деякий ріст пористості спеченого сплаву, зростають при введенні в склад шихти до 5 % порошку TiB_2 , тоді як підвищення вмісту високомодульної складової в шихті до 10 % призводить до зменшення рівня вказаних характеристик. Пластичність спечених сплавів монотонно зменшується при збільшенні вмісту боридної складової.

На відміну від випробувань на розтяг, при стиску механічні характеристики матеріалу монотонно зростають зі збільшенням вмісту TiB_2 в шихті не зважаючи на збільшення пористості останніх, що обумовлено меншим впливом пористості при випробуваннях на стиск у порівнянні з розтягом.

6. Встановлено, що при термічному синтезі сплавів із порошкових сумішей гідриду титану та дибориду титану й алюмінієво-ванадієвої лігатури відбувається повна і рівномірна розчинність ванадію й алюмінію в матричній фазі. Дифузія бору і вуглецю з боридних армуючих включень в матричну фазу не виявлена.

7. Показано можливість суттєвого (від 20 % для композитів з 5 % TiB_2 , до двох раз – з 10 % TiB_2) підвищення характеристик міцності титаноматричних композитів шляхом гарячого штампування спечених заготовок шляхом диспергування структури та забезпечення практично безпористого стану матеріалу. Встановлено, що як твердість, так і міцність матеріалу монотонно зростають із збільшенням вмісту боридної фази в складі композиту до 10 %, що обумовлено відсутністю впливу на механічні характеристики залишкової пористості, характерної для спечених композитів.

8. Встановлено суттєву відмінність характеру впливу легування композиту з використанням (60 %Al – 40 %V) лігатури на механічні характеристики композитів після спікання та після гарячого штампування. Показано, що легування спечених сплавів, що не вміщують армуючої складової, підвищує міцність матеріалу на 20-25 %, однак, на відміну від сплавів з нелегованою матричною фазою, введення високомодульних армуючих присадок призводить до зменшення міцності композиту у порівнянні із неармованими сплавами. В разі ж використання гарячого штампування міцність композиту зростає зі збільшенням вмісту армуючої фази до 10 %, що обумовлено відсутністю знеміцнюючого впливу залишкової пористості для високощільних гаряче штампованих сплавів.

9. За результатами комплексного дослідження особливостей кінетики спікання пресовок різного хімічного складу показана можливість отримання титаноматричних шаруватих композитів із градієнтною структурою, що складаються з шарів різного хімічного складу, які характеризуються рівномірною

усадкою в кожному із шарів та відсутністю розшарування, за рахунок оптимізації фракційного складу порошків кожного шару та тиску пресування. Показано, що відповідне розташування більш пластичного шару без армуючої присадки, та більш твердого шару з високомодульною складовою забезпечує можливість створення спечених композитів, які характеризуються оптимальним балансом як високої міцності (до $2000 \div 2200$ МПа), так і пластичності ($10 \div 20$ %) при випробуванні на згин.

10. Результати триботехнічних випробувань спечених та гаряче штампованих титаноматричних композитів показали, що для всіх складів досліджуваних матеріалів зі збільшенням швидкості ковзання з 4 до 8 м/с зменшується як коефіцієнт тертя, так і інтенсивність зношування. Зі збільшенням вмісту армуючої фази з 5 до 10 % зносостійкість матеріалу підвищується до 20 %. Суттєве підвищення зносостійкості композитів однакового хімічного складу (до 5-ти раз) забезпечується за рахунок гарячого штампування спечених заготовок.

11. Проведено дослідження балістичних характеристик спечених та гарячепресованих шаруватих композитів на основі титаноматричних сплавів. Показано, що застосування гарячого пресування при відповідному співвідношенні складу та товщини пластин дозволяє забезпечити отримання елементів броньованого захисту, що відповідають вимогам 5 класу захисту.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. А.А. Ильин, Б.А. Колачев, И.С. Полькин, Титановые сплавы. Состав, структура, свойства, - справочник, ВИЛС-МАТИ, М., 2009
2. С.Г. Глазунов, Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, М. 1958.
3. Металлография титановых сплавов/ Борисова Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я. и др./ Под ред. Глазунова С. Г. и Колачева Б. А. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
4. Металловедения титана и его сплавов / Белов С. П., Брун М. Я., Глазунов С.Г. и др./ Под ред. Глазунова С. Г. и Колачева Б. А. – М.: Металлургия, 1992. – 352 с.
5. Колачева Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – 3-е изд. – М.: МИСиС, 1999. – 416с.; 4-е изд. 2005. – 432 с.
6. Глазунов С. Г. И др., Диаграммы состояния сплавов титана. /Обorongиз, 1954.
7. Самсонов Г.В. и др. Металловедения и термическая обработка металлов, 1956, №1, с. 35.
8. Корнилов И.И. и др. Диаграммы состояния двойных и тройных систем титана. Изд. ВИНМИН, 1961.
9. Корнилов И.И. Изд. АН СССР, ОН, Металлургия и горное дело, 1963, №1, с. 152.
10. G. Lutjering, J.C. Williams: Titanium. Springer-Verlag, Berlin, 2003, p. 34.
11. J.E. Barnes, W. Peter and C.A. Blue, “Evaluation of Low Cost Titanium Alloy Products”, Mater. Sci. Forum, 2009, vol. 618-619, pp.165-168.
12. P.J. Anderson, V.M. Svoyatytsky, F.H. Froes, Y. Mahajan and D. Eylon, “Fracture Behavior of Blended Elemental P/M Titanium Alloys”, *Modern Development*

in *Powder Metallurgy*, edited by H. Hausner, H.W. Antes and G.D. Smith, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1981, vol. 13, pp.537-549.

13. “DuPont Comes up with Titanium Powder for Parts”, *Metal Powder Report*, 2006, vol. 61, no. 9, p. 4.

14. S. Abkowitz, J.J. Burke, and R.H. Hiltz, Jr., *Titanium in Industry: Technology of Structural Titanium*, 1955, D. Van Nostrand, New York, NY.

15. S. Abkowitz, Z.M. Siergiej and R.D. Regan, “Titanium P/M Preforms, Parts and Composites”, *Modern Development in Powder Metallurgy*, edited by H. Hausner, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1971, vol. 4, pp.501-551.

16. M.C. Naik and R.P. Afarwala, “Anomalous Diffusion in Beta Zirconium, Beta Titanium and Vanadium”. *J.Phys. Chem. Solid*, 1969, vol. 30, pp.2330-2334.

17. F.H. Forest, D. Eylon. *Powder metallurgy of titanium alloys*. *Inter. Mater. Rev.*, 1990, vol.35, No. 3, pp162-182.

18. S. Abkowitz, D. Rowell. *Superior Fatigue Properties for Blend Elemental P/M Ti-6Al-4V*. *Jornal of Metals*, Aug. 1986, pp. 36-39.

19. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakina, F. Froes, V. C. Mokson, and K. A. Bondareva, “Synthesis of Alloy Ti – 6Al – 4V with low residual porosity by a powder metallurgy method”, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 41, Nos. 7-8, 2002, pp. 382-390.

20. M.A. Imam and F.H. Forest, “TMS 2010 Symposium: Cost-Affordable Titanium”, *JOM*, 2010, vol.62, pp. 15-16.

21. O. M. Ivasishin, A.N. Demidik, D. G. Savvakina, V.M. Prozorov, “Synthesis of titanium aluminides using TiH_2 and Al powders”, *Proc. Of World Congr. on Powder Metallurgy*. Paris, Les Editions de Physique, 1994.

22. O. M. Ivasishin, A.N. Demidik, D. G. Savvakina, “Use of titanium hydride for the synthesis of titanium aluminides from powder materials“, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. Vol. 38, pp. 482-487.

23. O. M. Ivasishin, A.N. Demidik, D. G. Savvakina, V.M. Anokhin, “Cost-effective blended elemental powder metallurgy of titanium alloys for transportation application”, *Key Engineering Materials*, Vol. 188, 2000, pp. 55-62.

24. H. T. Wang et al., "Titanium and Titanium Alloy via Sintering of TiH_2 ", Key Engineering Materials, Vol. 436, 2010, pp. 157-163.
25. О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, М.В. Матвийчук, В.И. Бондарчук, "Микроструктура и свойства сплава Ti-10V-2Fe-3Al, синтезированного методом порошковой металлургии", Технология легких сплавов. №2, 2009, ст. 70-76.
26. Д.Г. Саввакин, М.В. Матвийчук, "Синтез високоміцного сплаву Ti-10V-2Fe-3Al методом порошкової металургії", Матеріалознавство та обробка металів. №3, 2009, ст. 36-42.
27. O.M. Ivasishin, D.G. Savvakín, M.V. Matviychuk, V.I. Bondarchuk, "Synthesis of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr Titanium Alloy by Powder Metallurgy Method", Metallofizika I Noveishie Tekhnologii. Vol. 31, 2009, pp.1125-1142.
28. О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, Н.М. Гуменьяк, "Дегидрирование порошкового гидрида титана и его роль в активации спекания", Металлофизика и новейшие технологии. Том 33, № 7, 2011 ст. 899-917.
29. San-Martin, A., & Manchester, F. D. (1987). The H– Ti (hydrogen-titanium) system. *Bulletin of alloy phase diagrams*, 8(1), 30-42.
30. McCracken C. Production of fine titanium powders via the hydride-dehydride (HDH) process. PIM Int. 2008; 2(2) pp. 55–57.
31. Barbis D.P., Gasior R.M., Walker G.P., et al. Titanium powders from the hydride-dehydride process. In: Qian M, et al., editors. Titanium powder metallurgy: science, technology and applications. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015. p. 101–105.
32. Drozdenko V.A., Petrunko A.M., Andreev A.E., et al. Manufacture of cost-effective titanium powder from magnesium reduced sponge. US Patent 6,638,336 B1. 2003.
33. Kasparov S.A., Klevtsov A.G., Cheprasov A.I., et al. Semicontinuous magnesium-hydrogen reduction process for manufacturing of hydrogenated, purified titanium powder. US Patent 8,007,562 B2. 2011.

34. Moxson V.S., Duz V.A., Klevtsov A.G., et al. Method of manufacturing pure titanium hydride powder and alloyed titanium hydride powders by combined hydrogen-magnesium reduction of metal halides. US Patent 9,067,264 B2. 2015.
35. McCracken C.G., Motchenbacher C., Barbis D.P. Review of titanium powder-production methods. *Int J Powder Metall.* 2010;46(5):19–26
36. Ivasishin O.M., Savvakina D.G., Gumenyak M.M., et al. Role of surface contamination in titanium PM. *Key Eng Mater.* 2012;520:121–132.
37. Duz V.A., Ivasishin O.M., Moxson V.S., et al. Cost-effective titanium alloy powder compositions and method for manufacturing flat or shaped articles from these powders. U.S. Patent 7,993,577. 2011.
38. Robertson I.M., Schaffer G.B. Comparison of sintering of titanium and titanium hydride powders. *Powder Metall.* 2010;53:12–19
39. Paramore J.D. Relationship between processing, structure, and properties of titanium alloys produced by hydrogen sintering and phase transformation (HSPT) [PhD thesis]. Salt Lake City (UT): University of Utah; 2015.
40. Gregory E., Fabrication of niobium superconductor alloys. U.S. Patent 3,472,705. 1969.
41. Greenspan J., Rizzitano F, Scala E. Metal matrix composites by decomposition sintering of titanium hydride. 1970, 24.
42. Greenspan J., Rizzitano F, Scala E. Titanium powder metallurgy by decomposition sintering of the hydride. *Proceedings of the 2nd International Conference ‘Titanium, Science and Technology’*; 1973 May 2–5; Cambridge, MA. Plenum Press; p. 365–379.
43. Obara K., Nishino Y., Matsumoto S. Process for producing a sintered article of a titanium alloy. U.S. Patent 3,950,166. 1976.
44. Li Y., Chou X.M., Yu L. Dehydrogenation debinding process of MIM titanium alloys by TiH_2 powder. *Powder Metall.* 2006; 49. pp. 236–239.
45. Taddei E., Henriques V. Densification and microstructural behaviour on the sintering of blended elemental Ti-35Nb-7Zr-5Ta alloy. *Mater Sci Forum.* 2006;530-531:341–346.

46. Carreño-Morelli E, Krstev W. Powder injection moulding of titanium from TiH₂. Proceedings Euro PM2009; 2009; Copenhagen, Denmark. European Powder Metallurgy Association; p. 1–6.
47. Zhang JM, Yi JH, Gan GY, et al. Research on dehydrogenation and sintering process of titanium hydride for manufacture titanium and titanium alloy. Adv Mater Res. 2013, vol.616. pp. 1823–1829.
48. Robertson I.M., Schaffer G.B. Swelling during sintering of titanium alloys based on titanium hydride powder. Powder Metall. 2010, vol. 53, pp. 27–33.
49. Gladden T. Process for the manufacture by sintering of a titanium part and a decorative article made using a process of this type. U.S. Patent 5,441,695. 1995.
50. Bertheville B., Neudenberger M., Bidaux J-E. Powder sintering and shape-memory behaviour of NiTi compacts synthesized from Ni and TiH₂. Mater. Sci Eng. A. 2004, vol. 384, pp. 143–150.
51. Ivasishin O.M., Savvakina D.G. The impact of diffusion on synthesis of high-strength titanium alloys from elemental powder blends. Key Eng Mater. 2010;436:113–121.
52. Ivasishin O.M., Savvakina D.G., Moxson V.S., et al. Titanium powder metallurgy for automotive components. Mater Technol. 2002;17(1):20–25.
53. Ivasishin O.M., Bondareva K.A., Bondarchuk V.I., et al. Fatigue resistance of powder metallurgy Ti–6Al–4V alloy. Strength Mater. 2004;36:225–230.
54. Ivasishin O.M., Savvakina D.G., Bielov I.S., et al. Microstructure and properties of titanium alloys synthesized from hydrogenated titanium powders. Proceedings MS&T 2005; 2005; Pittsburgh, PA. TMS. p. 151–158.
55. Ivasishin O.M., Eylon D., Bondarchuk V.I., et al. Diffusion during powder metallurgy synthesis of titanium alloys. Defect Diffus Forum. 2008;277:177–185.
56. Savvakina D.H., Humenyak M.M., Matviichuk M.V., et al. Role of hydrogen in the process of sintering of titanium powders. Mater Sci. 2012;47:651–661.
57. Ивасишин О.М., Саввакин Д.Г., Бондарева К.А., Моксон В.С., Дузь В.А. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом

порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения // Наука та інновації. — 2005. — № 2. — С. 45—57.

58. Ivasishin O.M. Cost-effective manufacturing of titanium parts with powder metallurgy approach. *Mater Forum*. 2005;29:1–8.

59. Kasparov S.A., Klevtsov A.G., Cheprasov A.I., et al. Semicontinuous magnesium-hydrogen reduction process for manufacturing of hydrogenated, purified titanium powder. US Patent 8,007,562 B2. 2011.

60. Klevtsov A., Nikishin A., Shuvalov J., et al. Continuous and semi-continuous process of manufacturing titanium hydride using titanium chlorides of different valency. US Patent 8,388,727 B2. 2013.

61. Moxson V., Ivanov E. Method for manufacturing fully dense metal sheets and layered composites from reactive alloy powders. U.S. Patent 7,566,415. 2009

62. Ivasishin O.M., Moxson V. Low-cost titanium hydride powder metallurgy. In: Qian M, et al., editors. *Titanium powder metallurgy*. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015. p. 117–148.

63. Fang Z.Z., Sun P., Wang H. Hydrogen sintering of titanium to produce high density fine grain titanium alloys. *Adv Eng Mater*. 2012;14:383–387.

64. Sun P., Fang Z.Z., Koopman M., A comparison of hydrogen sintering and phase transformation (HSPT) processing with vacuum sintering of CP-Ti. *Adv Eng Mater*. 2013;15:1007–1013.

65. Fang Z.Z., Sun P., Paramore J., et al. Powder metallurgy methods for the production of fine and ultrafine grain Ti and Ti alloys. U.S. Patent Application 14/152,787. 2014.

66. Paramore J.D., Fang Z.Z., Dunstan M., et al. Hydrogenenabled microstructure and fatigue strength engineering of titanium alloys. *Sci Rep*. 2017;7:41444.

67. S. G. Fishman, Interfaces in Composites, *Journal of Metals*, 1986, №38, pp. 26–27.

68. Flom, Y. and Arsenault, R. J., “Deformation of SiC/Al Composites” *J. Metals*, 1986, Vol. 38, Issue 7, pp. 31–34.

69. A.H.M. Howes, *Journal of Metallurgy*, Vol.38, 1986, pp.28.
70. A. MORTENSEN, M. N. GUNGOR, J. A. CORNIE and M. C. FLEMINGS. "Alloy microstructures in cast metal matrix composites", *Journal of Metallurgy*. Vol. 38, 1986. pp. 30-35.
71. A. Mortensen, j. A. Cornie and m. C. Flemings, "Solidification processing of metal-matrix composites", *Journal of Metallurgy*. vol. 40, 1988, pp. 12-19.
72. V.C. Nardone and K. W. Prewo, "On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites", *Scripta Metallurgica*. Vol. 20, Issue 1, J 1986, Pp 43-48.
73. T.W. Chou, A. Kelly and A. Okura, "Fibre-reinforced metal matrix composites", *Composites*. Vol.16, 1986, 187
74. Kohara S. Fabrication of SiCp–Al composite materials. *Material and manufacturing process*. Vol.5, 1990, pp. 51–62
75. A. L. Geiger and M. Jackson, "Low-Expansion MMCs Boost Avionics," *Advanced Materials and Processes*, 136 (7), 1989, pp. 23-30.
76. Karl Ulrich Kainer. *Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. 2006.
77. P.R Smith, F.H Froes, J.T Cammett. J.E Hack, M.F Amateau (Eds.), *Mechanical Behavior of Metal Matrix Composites*, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1983, pp. 143-168.
78. D.Huda, M.A. El Baradie, M.S.J. Hashmi. *Metal-matrix composites: Materials aspects*. *Journal of Materials Processing Technology*. Volume 37, Issues 1–4, February 1993, Pages 529-541.
79. I. A. Ibrahim, F. A. Mohamed, E. J. Lavernia, *Particulate reinforced metal matrix composites — a review*. *Journal of Materials Science*. January 1991, Volume 26, Issue 5, pp 1137–1156.
80. Hezhou Ye, Xing Yang Liu, Hanping Hong. *Fabrication of metal matrix composites by metal injection molding—A review*. *Journal of Materials Processing Technology*. Volume 200, Issues 1–3, 8 May 2008, Pages 12-24.

81. C. Selcuk, S. Bond & P. Woollin, Joining processes for powder metallurgy parts: a review. *Powder Metallurgy*, Volume 53, 2010, pp. 7-11.
82. Paul R. Smith, F. H. Froes, Developments in Titanium Metal Matrix Composites. *JOM*. March 1984, Volume 36, Issue 3, pp 19–26.
83. S. Suresh, N. Shenbaga VinayagaMoorthi. Process Development in Stir Casting and Investigation on Microstructures and Wear Behavior of TiB₂ on Al6061 MMC. *Procedia Engineering*. Volume 64, 2013, Pages 1183-1190.
84. P.K. Mallick, *Fiber-Reinforced Composites Materials, Manufacturing, and Design*. CRC Press Taylor & Francis Group, 2007, Pages 638.
85. FMW Composite System, Inc. (2003). «Titanium Matrix Composite (TMC) Status». *Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium*. Volume IV, pp.2463-2469.
86. C.M. Warwick, T.W. Clyne. Development of composite coaxial cylinder stress analysis model and its application to SiC monofilament systems - *Journal of materials science*, 1991 - 1991, Volume 26, Issue 14, pp 3817–3827.
87. Shojiro Ochiai, Masaki Hojo. Mechanical Behavior of Fiber/Matrix Interface and Its Influence on Strength of Composites. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy* 1998, Volume 45, Issue 4, pp 302-308.
88. H.P. Degischer, P. Prader, C.S. San Marchi: Assessment of metal matrix composites for innovations: intermediate report of an EU Thematic Network, *Comp.A*, 32 (2001), 1161-1166.
89. Ranganath, S. A Review on Particulate-reinforced Titanium Matrix Composites. / Ranganath, S // *Journal of Materials Science*, 32. - (1997). - pp. 1-16.
90. Y. Liu, L.F. Chen, H.P. Tang, C.T. Liu, B. Liu, B.Y. Huang, Design of powder metallurgy titanium alloys and composites, *Mat. Sci. Eng. A* 418 (2006) 25–35.
91. Y.J. Kim, H. Chung, S.J.L. Kang, Processing and mechanical properties of Ti–6Al–4V/TiC in situ composite fabricated by gas–solid reaction, *Mat. Sci. Eng. A* 333 (2002) 343–350.

92. Z.D. Cui, S.L. Zhu, H.C. Man, X.J. Yang, Microstructure and wear performance of gradient Ti/TiN metal matrix composite coating synthesized using a gas nitriding technology, *Surf. Coat. Tech.* 190 (2005) 309–313.
93. P.B. Joshi, G.R. Marathe, N.S.S. Murti, V.K. Kaushik, P. Ramakrishnan, Reactive synthesis of titanium matrix composite powders, *Mater. Lett.* 56 (2005) 322–328.
94. D.E. Alman, J.A. Hawk. The abrasive wear of sintered titanium matrix–ceramic particle reinforced composites, *Wear* 225–229 (1999) 629–639.
95. M.S. Selamat, L.M. Watson, T.N. Baker, XRD and XPS studies on surface MMC layer of SiC reinforced Ti–6Al–4V alloy, *J. Mat. Proc. Tech.* 142 (2003) 725–737.
96. T. Saito, T. Furuta, T. Yamaguchi, Recent Advances in Titanium Metal Matrix Composites, in: F.H. Froes, J. Storer (Eds.), TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 33–44.
97. T.M.T. Godfrey, P.S. Goodwin, C.M. Ward-Close, Production of titanium particulate metal matrix composite by mechanical milling, *Mat. Sci. Tech.* 16 (2000) 753–758.
98. J. Lapin, L. Ondrus, O. Bajana, Effect of Al₂O₃ particles on mechanical properties of directionally solidified intermetallic Ti–46Al–2W–0.5Si alloy, *Mat. Sci. Eng. A* 360 (2003) 85–95.
99. K. Geng, W. Lu, Z. Yang, D. Zhang. In situ preparation of titanium matrix composites reinforced by TiB and Nd₂O₃, *Mater. Lett.* 57 (2003) 4054–4057.
100. E. Zhanga, S. Zenga, B. Wang, Preparation and microstructure of in situ particle reinforced titanium matrix alloy, *J. Mat. Proc. Tech.* 125–126 (2002) 103–109.
101. M. Sumida, K. Kondoh, In-situ synthesis of Ti matrix composite reinforced with dispersed Ti₅Si₃ particles via spark plasma sintering, *Mater. T.* 46 (2005) 2135–2141.
102. H. Lu, D. Zhang, B. Gabbitas, F. Yang, S. Matthews, Synthesis of a TiBw/Ti6Al4V composite by powder compact extrusion using a blended powder mixture, *J. Alloys Compd.* 606 (2014) 262–268.

103. I.M. Melendez, N. Neubauer, P. Angerer, H. Danninger, J.M. Torralba, Influence of nano-reinforcements on the mechanical properties and microstructure of titanium matrix composites, *Compos. Sci. Technol.* 71 (2011) 1154–1162.
104. K. Kondoh, T. Threrujirapapong, H. Imai, J. Umeda, B. Fugetsu, Characteristics of powder metallurgy pure titanium matrix composite reinforced with multi-wall carbon nanotubes, *Compos. Sci. Technol.* 69 (2009) 1077–1081.
105. S. Li, B. Sun, K. Kondoh, T. Mimoto, H. Imai, Influence of carbon reinforcements on the mechanical properties of Ti composites via powder metallurgy and hot extrusion, *Mater. Sci. Forum* 750 (2013) 40–43.
106. T. M. T. Gofrey, P. S. Goodwin, C. M. Ward-Close Titanium Particulate Metal Matrix Composites – Reinforcement, Production Methods, and Mechanical Properties/ *Advancer Engineering Materials*. Volume 2, Issue 3, March, 2000, Pages 85.
107. T. Saito, The automotive application of discontinuously reinforced TiB-Ti composites, *JOM* 56 (2004) 33–36.
108. C. Poletti, M. Balog, T. Schubert, V. Liedtke, C. Edtmaier, Production of titanium matrix composites reinforced with SiC particles, *Compos. Sci. Technol.* 68 (2008) 2171–2177.
109. S. Abkowitz, P.F. Weihrauch, F.H. Abkowitz, L.H. Heussi. The commercial application of low-cost titanium composites, *JOM* 47 (1995) 40–41.
110. S. Abkowitz, S.M. Abkowitz, H. Fisher, P.J. Schwartz, Cermti® discontinuously reinforced Ti-matrix composites: manufacturing, properties, and applications, *JOM* 56 (2004) 37–41.
111. J.B. Fruhauf, J. Roger, O. Dezellus, S. Gourdet, N. Karnatak, N. Peillon, S. Saunier, F. Montheillet, C. Desrayaud, Microstructural and mechanical comparison of Ti + 15%TiCp composites prepared by free sintering HIP and extrusion, *Mat. Sci. Eng. A* 554 (2012) 22–32.
112. D.E. Alman, J.A. Hawk, The abrasive wear of sintered titanium matrix–ceramic particle reinforced composites, *Wear* 225-229 (1996) 629–639.

113. D.R. Ni, L. Geng, J. Zhang, Z.Z. Zheng, Fabrication and tensile properties of in situ TiBw and TiCp hybrid-reinforced titanium matrix composites based on Ti-4Al-4V, *Mat. Sci. Eng. A* 478 (2008) 291–296.
114. D.R. Ni, L. Geng, J. Zhang, Z.Z. Zheng, Effect of B₄C on microstructure of in situ titanium matrix composites prepared by reactive processing of Ti-B₄C system, *Script. Mater.* 55 (2006) 429–432.
115. J. Lu, J. Qin, W. Lu, Y. Liu, J. Gu, D. Zhang, In situ preparation of (TiB + TiC + Nd₂O₃)/ Ti composites by powder metallurgy, *J. Alloys Compd.* 469 (2009) 116–122.
116. I.Y. Kim, B.J. Choi, Y.J. Kim, Y.Z. Lee, Friction and wear behavior of titanium matrix (TiB + TiC) composites, *Wear* 271 (2011) 1962–1965.
117. Z.X. Du, S.L. Xiao, P.X. Wang, L.J. Xu, Y.Y. Chen, H.K.S. Rahoma, Effects of trace TiB and TiC on microstructure and tensile properties of b titanium alloy, *Mat. Sci. Eng. A* 596 (2014) 71–79.
118. Z. Xinghong, X. Qiang, H. Jiecai, V.L. Kvanin, Self-propagating high temperature combustion synthesis of TiB/Ti composites, *Mat. Sci. Eng. A* 348 (2003) 41–46.
119. S.I. Lieberman, A.M. Gokhale, S. Tamirisakandala, R.B. Bhat, Three-dimensional microstructural characterization of discontinuously reinforced Ti-6Al-4V–TiB composites produced via blended elemental powder metallurgy, *Mater. Charact.* 60 (2009) 957–963.
120. S. Gorsse, D.B. Miracle, Mechanical properties of Ti-6Al-4V/TiB composites with randomly oriented and aligned TiB reinforce, *Acta Materialia* 51 (2003) 2427–2442.
121. S. Gorsse, Y.L. Petitcorps, S. Matar, F. Rebillat, Investigation of the Young's modulus of TiB needles in situ produced in titanium matrix composite, *Mat. Sci. Eng. A* 340 (2003) 80–87.
122. T. Saito, H. Takamiya, T. Furuta, Thermomechanical properties of P/M b titanium metal matrix composite, *Mat. Sci. Eng. A* 243 (1998) 273–278.

123. S. Li, B. Sun, H. Imai, K. Kondoh, Powder metallurgy matrix composite in situ reactive processing of Ti-VGCFs system, *Carbon* 61 (2013) 216–228.
124. K. Kondoh, T. Threrujirapapong, J. Umeda, B. Fugetsu, High-temperature properties of extruded titanium composites fabricated from carbon nanotubes coated titanium powder by spark plasma sintering and hot extrusion, *Compos. Sci. Technol.* 72 (2012) 1291–1297.
125. S. Li, B. Sun, H. Imai, T. Mimoto, K. Kondoh, Powder metallurgy titanium metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes and graphite, *Composites Part A* 48 (2013) 57–66.
126. S.D. Luo, Q. Li, J. Tian, C. Wang, M. Yan, G.B. Schaffer, M. Qian, Self-assembled, aligned TiC nanoplatelet-reinforced titanium composites with outstanding compressive properties, *Script. Mater.* 69 (2013) 29–32
127. D. Miracle, S. Tamirisa, R. Bhat, R. Srinivasan and K. Schwendiman, Ti-B Alloy Technology: An Introduction and Overview. Ti-B Alloy Workshop Dayton, OH. October 2005.
128. T. Saito, "The automotive application of discontinuously reinforced TiB-Ti composites," *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, vol. 56, no. 5, pp. 33-36, May 2004.
129. M.E. Hyman, C. McCullough, J.J Valencia, C.G. Levi and R. Mehrabian, "Microstructure Evolution in TiAl Alloys with B additions: Conventional Solidification," *Metallurgical Transactions A*, vol. 20A, no. 9, pp. 1847-1859, Sept 1989.
130. O. Ivasishin, R.V. Teliovyh, V.G. Ivanchenko, S. Tamirisakandala, and D.B. Miracle. Processing, microstructure, and tensile properties of the Ti-6Al-4V1.55B eutectic alloy, AFRL-ML-WP-TP-2007-438. Materials and Manufacturing Directorate Air Force Research Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, OH. February 2007
131. Chauerte O., (2003). "Titanium in Automotive Production". Edited by Cristoph Leyens and Manfred Peters *Titanium and titanium Alloys*, pp.467-481.
132. Godfrey T.M.T., Wisbey A., Goodwing P.S., Bagnall K., Ward-Close C.M., (2000). "Microstructure and tensile properties of mechanically alloyed Ti-6AL-4V with boron additions". *Materials Science and Engineering A282* (2000) pp.240-250.

133. J. Ma, G.E. Tan, "Processing and characterization of metal–ceramics functionally gradient materials", *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 113, Issues 1–3, 15 June 2001, Pages 446-449.

134. B.V. Radhakrishna Bhat, J. Subramanyam, V.V. Bhanu Prasad, "Preparation of Ti-TiB-TiC & Ti-TiB composites by in-situ reaction hot pressing", *Materials Science and Engineering*. Vol. 325, Issues 1–2, 28 February 2002, Pages 126-130

135. Zhaohui Zhang, Xiangbo Shen, Chao Zhang, Sai Wei, Shukui Lee, Fuchi Wang. "A new rapid route to in-situ synthesize TiB–Ti system functionally graded materials using spark plasma sintering method", *Materials Science and Engineering*. Vol.565, 10 March 2013, Pages 326-332

136. Hill, Michael R., et al. "Fracture testing of a layered functionally graded material." *Fracture Resistance Testing of Monolithic and Composite Brittle Materials*. ASTM International, 2002.

137. K.B. Panda and K.S. Ravi Chandran, "Titanium-Titanium Boride (Ti-TiB) Functionally Graded Materials through Reaction Sintering: Synthesis, Microstructure, and Properties", *Metallurgical and Materials Transactions*. Vol. 34, Issue 9, 2003, pp 1993–2003.

138. O. M. Ivasishin, V. T. Cherepin, V. N. Kolesnik, and M. M. Humenyak, *Pribory i Tekhnika Eksperimenta*, No. 3: 147-153 (2010) .

139. Безимьянний Ю.Г. Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. - 2007. – № 4. – С.53-65

140. Зайдель А.Н. Ошибки измерений физических величин [Текст] / А.Н.Зайдель. - Л.: «Наука», 1974.- 108 с.

141. T.M.T. Godfrey, P.S. Goodwin, C.M. Ward-Close. A review of recent progress in the production and mechanical properties of particulate titanium metal matrix composites // *Titanium 99: Science and technology, Proc. Of 9th World Conference on Ti (Sankt-Peterburg,Russia)*. CRISM Prometey. -2000 pp. 1868-1877.

142. O.M. Ivasishin, A.N. Demidik, V.M. Prozorov, D.G. Savvakín, Synthesis of titanium aluminides using TiH_2 and Al powders, Proc. Of World Congr. on Powder Metallurgy. Paris, Les Editions de Physique. 1994.

143. Сердюк Г. Г., Свистун Л. И. Технология порошковой металлургии. Ч 3. Спекание и дополнительная обработка. Учеб. пособие / Кубан. гос. технол. ун-т. – Краснодар: Изд. ГО УВПО «КубГТУ», 2005. 244 с.

144. Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Hisashi Imai, Biao Chen, Lei Jia, Junko Umeda. Microstructure and mechanical properties of P/M titanium matrix composites reinforced by *in-situ* synthesized TiC–TiB // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 628. – P. 75–83.

145. Weijie Lu, Di Zhang, Xiaong Zhang, Renjie Wu, Takao Sakata, Hiritaro Mori. Microstructure and Compressive Properties of *In Situ* Synthesized (TiB + TiC)/Ti Composites // Materials Transactions. – 2000. – Vol. 42, No. 11. – P. 1555-1561.

146. Zhang Xinghonga, Zhu Chunchenga, Qu Weia, He Xiaodonga, Kvanin V. L. Self-propagating high temperature combustion synthesis of TiC/TiB₂ ceramic–matrix composites // Composites Science and Technology. – 2002. – Vol. 62. – P. 2037–2041.

147. Jeong H. W., Kim S. J., Hyun Y. T., Lee Y. T. Densification and Compressive Strength of *In-situ* Processed Ti/TiB Composites by Powder Metallurgy // Metals and Materials International. – 2002. – Vol. 8, No. 1. – P. 25-35.

148. Івасишин О.М., Саввакін Д.Г., Дехтяренко В.А., Стасюк О.О. Взаємодія з воднем порошкових лігатур Ti–Al–V–Fe, Al–V–Fe та Ti–Al–Mo–Fe. Фізико-хімічна механіка матеріалів. №2. 2018. С. 121-127.

149. Михайлов О.В., Штерн М.Б. Учет разнсопротивляемости растяжению и сжатию в теориях пластичности пористых тел // Порошковая металлургия. – 1984. – № 5. – С. 17-23.

150. Баглюк, Г. А., Безимьянний Ю. Г., Колесніков А. Н, Талько О. В, Шишкіна Ю. О. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості гарячештапованих порошкових алюоматричних композитів // Наукові нотатки. – Луцьк, 2016. – Вип. 54. – С. 20-27.

151. Markovsky P.E., Bondarchuk V.I., Influence of strain rate, microstructure, chemical and phase composition on mechanical behavior of different titanium alloys, Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, vol. 26, issue 7 pp. 3431-3449
152. William A., Gooch Jr. Potential Applications of Titanium Alloys in Armor Systems. WA Gooch Consulting Inc. 10460 Roosevelt Blvd N, Suite 263
153. J.C. Fanning. Military Applications for Titanium Alloys. Journal of Materials Engineering and Performance. Volume 14(6) December 2005 686-690.

ДОДАТОК 1

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

1. Баглюк Г.А., Івасишин О.М., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Вплив компонентного складу шихти на структуру та властивості спечених титаноматричних композитів з високомодульними сполуками. *Порошкова металургія*. 2017. №1/2. С. 59-69. *Особистий внесок здобувача*: проведено підготовку вихідних порошкових сумішей для синтезу титаноматричних композиційних матеріалів, досліджено залежності пористості та твердості від виду армуючих включень.
2. Івасишин О. М., Марковский П. Е., Саввакин Д. Г., Бондарчук В. И, **Стасюк А. А.**, Приходько С. В. Микроструктура и свойства многослойных материалов на основе сплава Ti–6Al–4V, полученных по порошковой технологии. *Современная электрометаллургия*. №3(131). 2018. С. 52-57. *Особистий внесок здобувача*: синтезовано багатошарові матеріали на основі титану досліджено мікроструктуру та підготовлено зразки для механічних випробувань.
3. Bagliuk G.A., **Stasiuk O.O.** Microstructure and mechanical properties of P/M titanium matrix composites reinforced with TiB. *International Scientific Journal Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. Vol.4. 2018. С. 133-138. *Особистий внесок здобувача*: Виготовлення титаноматричних композитів, дослідження мікроструктури і механічних властивостей, обробка результатів.
4. Prikhodko S., Markovsky P., Savvakín D., **Stasiuk O.**, Ivasishin O. Thermo-Mechanical Treatment of Titanium Based Layered Structures Fabricated by Blended Elemental Powder Metallurgy. *Materials Science Forum*. Vol. 941. 2018. P. 1384-1390. *Особистий внесок здобувача*: Дослідження вихідних порошкових матеріалів, виготовлення багатошарових композиційних матеріалів. Участь в дослідженні механічних властивостей, обговорені та обробці отриманих результатів.
5. Івасишин О.М., Баглюк Г.А., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Особливості структуроутворення при спіканні порошкових сумішей системи TiH_2+TiB_2 .

Фізика і хімія твердого тіла. 2017. №1. С. 15-20. *Особистий внесок здобувача*: створено вихідні зразки з порошкових сумішей, досліджено мікроструктуру, проведено дилатометричні дослідження.

6. Ivasishin O.M., Akhonin S.V., Savvakina D.G., Berezos V.A., Bondarchuk V.I., **Stasyuk O.O.**, and Markovsky P.E. Effect of Microstructure, Deformation Mode and Rate on Mechanical Behaviour of Electron-Beam Melted Ti–6Al–4V and Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe Alloys. *Progress in Physics of Metals*. №19. 2018. С. 316-347 *Особистий внесок здобувача*: підготовка вихідних зразків та зразків для дослідження мікроструктури.

7. Prihodko S.V., Markovsky P.E., Savvakina D.G., **Stasiuk O.O.**, Norouzi R.M., Choi C., Ivasishin O.M.. Characterization of Layered Structures of Ti–6Al–4V Alloy and Metal Matrix Composites on Its Base. *Proceedings of Microscopy & Microanalysis*. 23 (Suppl 1), 2018, pp. 2218-2219. *Особистий внесок здобувача*: Підготовка вихідних сумішей та синтез титано матричних композитів на основі титанового сплаву Ti–6Al–4V.

8. Івасишин О.М., Саввакін Д.Г., Дехтяренко В.А., **Стасюк О.О.** Взаємодія з воднем порошкових лігатур Ti–Al–V–Fe, Al–V–Fe та Ti–Al–Mo–Fe. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. №2. 2018. С. 121-127. *Особистий внесок здобувача*: проведення шихтування і створення сумішів для виплавки лігатур відповідного складу, виконано мас-спектрометричні дослідження.

9. Markovsky P.E., Ikeda M., Savvakina D.G., **Stasyuk O.O.** Microstructure and properties of new Ti–Al–Fe–Cr transition class alloy produced by blended elemental powder metallurgy using TiH₂ and master alloy. *Metallography, Microstructure and Analysis* №7(2). 2018. PP. 184-193. *Особистий внесок здобувача*: проведено шихтовка порошкових сумішей, та отримання лігатури для відповідного титанового сплаву.

10. Ахонин С.В., Марковский П.С., Березос В.А., **Стасюк А.А.** та ін. Получение высокопрочного титанового сплава Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe способом ЭЛП. *Современная Электromеталлургия*. №1. 2018. С. 9-16. *Особистий внесок*

здобувача: підготовка та дослідження вихідних матеріалів для створення титанового сплаву Ti-LCB.

11. Баглюк Г.А., **Стасюк А.А.**, Саввакін Д.Г. Структура и фазовый состав спеченных сплавов, полученных из порошковых смесей системы TiH_2+TiB_2 . Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, Новые порошковые материалы. Сварка. Минск «Беларуская наука». 2017. С. 347-359. *Особистий внесок здобувача:* синтез метало матричних композитів з різним вмістом армуючої фази у вигляді дибориду титану, досліджено мікроструктуру композитів.

12. Спосіб одержання виробів на основі титану з багат шаровою структурою: патент 114876 Україна № а201611852; заявлено 23.11.2016; опуб. 10.08.2017, Бюл. №15. *Особистий внесок здобувача:* створення багат шарових титанових виробів методами порошкової металургії, дослідження мікроструктури в кожному з окремих шарів.

13. Savvakín D., Prihodko S., Matviychuk M., Ivasishin O., **Stasiuk O.**, Fabrication of Layered Ti-6Al-4V Plated by Cold Isostatic Pressing Powder Metallurgy for Anti-Ballistic Protection Application. Збірка тез Titanium USA 2017. 8 – 11 October 2017. Miami, Florida, USA. *Особистий внесок здобувача:* створення градієнтних багат шарових титанових плит для балістичних випробувань, дослідження мікроструктури матеріалу.

14. Prihodko S., Markovsky P., Savvakín D., **Stasiuk O.**, Ivasishin O. Thermo-mechanical treatment of titanium based layered structures fabricated by blended elemental powder metallurgy. Збірка тез International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials, Processing, Fabrication, Properties, Applications; July 9-13. 2018, Paris, France. *Особистий внесок здобувача:* Дослідження вихідних порошків та їх шихтування, пресування, спікання, проведення механічних досліджень.

15. Markovsky P., Ivasishin O., Savvakín D., Bondarchuk V., **Stasiuk O.**, Prihodko S. Structure and Mechanical Properties of Layered Materials on Base of Ti-6Al4V Alloy Fabricated Using Powder Metallurgy Approach. Збірник тез доповідей

конференції Materials science and technology. 14 – 18 жовтня 2018. Columbus USA. *Особистий внесок здобувача:* створення багатошарових матеріалів на основі титану, обробка результатів механічних випробувань.

16. Ivasishin O., Savvakin D., **Stasiuk O.** Oryshych D. Titanium Hydride Powder Metallurgy and its Application for Medical Type Alloys. Збірка тез 10-TH INTERNATIONAL CONFERENCE “ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES: FROM IDEA TO MARKET”. 24-26 October, 2018, Ningbo, China. *Особистий внесок здобувача:* дослідження вихідних порошкових сумішей, проведення дилатометричних та мас-спектрометричних досліджень.

17. Bagliuk G., **Stasiuk O.**, Savvakin D. Effect of sintering and hot forging on structure and mechanical properties of Ti-based metal matrix composites manufactured use of TiH_2 powder. Збірка тез 10-TH INTERNATIONAL CONFERENCE “ADVANCED MATERIALS AND TECHNOLOGIES: FROM IDEA TO MARKET”. 24-26 October, 2018, Ningbo, China. *Особистий внесок здобувача:* створення сумішей для титаноматричних композитів, проведення пресування та гарячого штампування композиційних матеріалів, вивчення мікроструктури і механічних властивостей.

18. Баглюк Г.А., Івасишин О.М., **Стасюк О.О.**, Саввакін Д.Г. Структура та властивості спечених металоматричних композитів на основі титану з високомодульними сполуками. Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем. Конференція присвячена 70-річчю від дня заснування Інституту металофізики ім. Г.В. Курдюмова Національної академії наук України. – Київ, Україна. 2016. С.145. *Особистий внесок здобувача:* синтез металоматричних композитів та вивчення мікроструктури і механічних властивостей.

19. Івасишин О.М., Марковский П.Е., Саввакин Д.Г., **Стасюк А.А.**, Приходько С.В. Микроструктура и свойства многослойных материалов на основе сплава Ti-6Al-4V, полученных по порошковой технологии. Збірка тез доповідей міжнародної конференції «Титан 2018. Виробництво і застосування в Україні». 11-13 червня 2018 року. Київ. *Особистий внесок здобувача:* підготовка вихідних

порошкових сумішей, пресування багатошарових матеріалів, дослідження мікроструктури, обробка результатів механічних випробувань.

20. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Баглюк Г.А. Саввакин Д.Г., **Стасюк А.А.** Металломатричные композиты на основе титана с высококомодульными наполнителями, полученные с использованием наводороженных порошков. Сборник тезисов докладов 5-международной конференции HighMatTech. 5 – 8 октября 2015 г. Киев. С 64-65. *Особистий внесок здобувача:* підготовка зразків для синтезу метало матричних композитів, дослідження впливу армуючої складової на пористість.

21. **Стасюк А.А.**, Саввакін Д.Г. Використання порошків гідриду титану, одержаних різними методами, для виготовлення титанових виробів. Збірка тез доповідей перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів 16-17 квітня 2014 року, Київ. *Особистий внесок здобувача:* Встановлення впливу гідриду титану (отриманого різними методами) на синтез і кінцеві властивості матеріалу.

22. **Стасюк А.А.**, Баглюк Г.А., Саввакін Д.Г. Формування металоматричних композитів Ti-TiB шляхом спікання порошкових сумішей $TiH_2 + TiB_2$. Збірка тез доповідей одинадцятої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених "Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів", 19 - 20 квітня 2018 р. Київ. С. 91-94. *Особистий внесок здобувача:* синтез металоматричних композитів Ti-TiB, проведення дилатометричних досліджень, механічних випробувань і вивчення мікроструктури.

23. **Стасюк О.О.**, Баглюк Г.А., Саввакін Д.Г. Вплив вмісту боридної складової на мікроструктуру і механічні властивості метало матричних композитів на основі титану. Збірка тез доповідей міжнародної конференції «Титан 2018. Виробництво і застосування в Україні». 11-13 червня 2018 року. Київ. *Особистий внесок здобувача:* синтез метало матричних композитів, проведення механічних досліджень та обробка результатів.

ДОДАТОК 2

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Науково-випробувальна лабораторія зброї та спеціальних захисних матеріалів науково-інноваційного відділу науково-методичного центру організації наукової та науково-технічної діяльності Національного університету оборони України імені Івана Черняхівського акредитована Національним агентством з акредитації України на компетентність та незалежність відповідно до вимог ДСТУ ISO/IEC 17025:2006 (ДСТУ ISO/IEC 17025:2005) та зареєстровано у Реєстрі 01 грудня 2016 року за № 2Н1470, 03049, м. Київ, Понітрофатський проспект, 28, тел.: (044) 271-09-45, факс: (044) 271-09-45, e-mail: nvl_nuou@ukr.net



2Н1470
ДСТУ ISO/IEC 17025

ЗАТВЕРДЖУЮ

Начальник науково-випробувальної лабораторії
зброї та спеціальних захисних матеріалів НУОУ
полковник
"22" грудня 2017 року

С.Г.СЄДОВ

ПРОТОКОЛ № 45/2017

**випробувань елементів додаткового бронювання зі сплавів титану виробництва
Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
(03142 м. Київ, б-р Академіка Вернадського, 36)**

(назва та адреса замовника)

Всього стор. _____

1. ПІДСТАВА ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ ВИПРОБУВАНЬ:

- заявка на балістичні випробування від ІМФ ім. Г.В. Курдюмова вих. № 61-478/1-5 від 20.11.17 р.;
- договір на проведення балістичного випробування № 76/3/17 від 18.09.17 р.;
- наказ начальника НУОУ № 365 від 21.12.17 р.

(лист або угода на проведення випробувань)

2. ОБ'ЄКТ ВИПРОБУВАНЬ:

- 2.1. Зразки на балістичні випробування було надано 21 грудня 2017 року.
 - 2.1.1. **Зразок № 1** елемент бронювання (прямокутний з 3-х шарів пакет на основі пластин титану і алюмінію) розміром 110х95х10 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,40 кг.
 - 2.1.2. **Зразок № 2** елемент бронювання (прямокутний 7-мі шарів пакет на основі пластин титану і алюмінію) розміром 230х115х23 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 1,68 кг.
 - 2.1.3. **Зразок № 3** елемент бронювання (прямокутний сплав Т110 після індукційної поверхневої термічної обробки) розміром 230х170х10 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 1,86 кг.
 - 2.1.4. **Зразок № 4** елемент бронювання (прямокутний сплав Т110 після індукційної поверхневої термічної обробки) розміром 250х170х14,5 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 2,82 кг.
 - 2.1.5. **Зразок № 5** елемент бронювання (прямокутна плита ВТ6 (відпал 1100°C, 30 хвилини)) розміром 145х70х21,3 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,98 кг.
 - 2.1.6. **Зразок № 6** елемент бронювання (прямокутна плита ВТ6 (відпал 800°C, 2 години)) розміром 160х70х21,3 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 1,02 кг.
 - 2.1.7. **Зразок № 7** елемент бронювання (прямокутна з 2-х шарів плита на основі сплаву Тi-6Al-4V та композиту ТiВ після гарячого пресування та відпалу) розміром 95х80х19 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,44 кг.
 - 2.1.8. **Зразок № 8** елемент бронювання (прямокутна 3-х шарів плита на основі Тi-6Al-4V та композиту ТiС після гарячого пресування та відпалу) розміром 85х70х20,6 мм, дата виготовлення 2017 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,44 кг.
- 2.2. Загальний вид зразків наведена у додатку № 1 до цього Протоколу балістичних випробувань.
- 2.3. Заявник випробувань: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року
Примірник № 2

Аркуш 1
Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛ З та СЗМ не дійсний

3. ХАРАКТЕРИСТИКА, КОМПЛЕКТАЦІЯ ТА МАРКУВАННЯ ЗРАЗКІВ:

- 3.1. Зразки призначені як елементи додаткового захисту легкоброньованої техніки.
- 3.2. Акт ідентифікації зразків, які надійшли на балістичне випробування від ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України від «22» грудня 2017 року (додаток № 3).
- 3.3. Зразки елементів бронювання не мають дефектів, ушкоджень та придатні для проведення балістичних випробувань.
- 3.4. **Висновок:** Зразки елементів бронювання придатні для проведення балістичних випробувань.

4. МІСЦЕ, ДАТА, МЕТА ТА ОПИС ВИПРОБУВАННЯ:

- 4.1. **Місце проведення випробування:** науково-випробувальна лабораторія зброї та спеціальних захисних матеріалів (далі по тексту НВЛ З та СЗМ), 03049, м. Київ, Повітрофлотський проспект, 28, корпус № 1, код ЄДРПОУ 07834530.
- 4.2. **Випробування проводились:** «22» грудня 2017 року.
- 4.3. **Мета випробування:** визначення стійкості до пробую кулями стрілецької зброї у відповідності до вимог 4-6 класів захисту згідно ДСТУ 3975-2000 та ДСТУ B4103-2002.
- 4.4. Особовий склад відділення НВЛ З та СЗМ який проводив випробування:
 - керівник випробування – начальник НВЛ З та СЗМ полковник Седов С.Г.
 - керівник з якості – науковий співробітник НВЛ З та СЗМ підполковник Ревуцький А.А.
 - відповідальні виконавці випробування:
 - старший науковий співробітник НВЛ З та СЗМ підполковник Бублій В.А.
- 4.5. На випробуваннях був присутній:
 - співробітники ІМФ ім. Г.В.Курдюмова НАН України – Саввакін Д.Г., Марковський П.С., Стасюк О.О.
- 4.6. Випробування проводились згідно вимог ДСТУ B4103-2002 та ДСТУ 3975-2000.
- 4.7. Випробування проводились за таких умов: температура навколишнього середовища +18°C, відносна вологість повітря 74%, атмосферний тиск 740 мм рт. ст.

5. ВИПРОБУВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ ТА ЗАСОБИ ВИМІРЮВАЛЬНОЇ ТЕХНІКИ:

- 5.1. Випробувальне обладнання та засоби вимірювальної техніки були використані згідно з вимогами Замовника.
- 5.2. Під час випробувань використовувалося випробувальне обладнання і зброя, перелік якого наведено в Таблиці 1.

Таблиця 1

Найменування	Основні технічні характеристики
5,45 мм балістичний ствол С-13ВР № Я-667	Довжина 455 мм, Вага 1,46 кг
7,62 мм балістичний ствол С-43 № Я 591	Довжина 552 мм, Вага 0,99 кг
7,62 мм балістичний ствол С-08 № 1488	Довжина 756 мм, Вага 1,64 кг
Пристрій балістичний ПБ-53 № Я-021Д	Довжина-705мм, Вага – 98 кг
Обладнання для кріплення зразків броньових пластин (ОКБ) № 3	Довжина 41см, Ширини 17см, Висота 130 см
Комп'ютер персональний Celeron 2.0	256 Mb/40Gb/CD-ROM Samtron 17

- 5.3. Під час випробувань використовувались засоби вимірювальної техніки, перелік яких наведено в Таблиці 2

Таблиця 2

Найменування	Завод. №	Визначувані характеристики	Діапазон вимірів	Точність (похибка невизначеність вимірювання)	Дата калібрування останньої наступної
Вимірювальний комплекс оптико-електронний ИВХ-731/2	ХК 027	Швидкість польоту кулі	1 – 2000 м/с	0,1	08.2017р. 08.2019р.
Ваги лабораторні СВА-300-0.005	6801055058	Визначення ваги	0,1...300 г	± 0,05 г	08.2017р. 08.2019р.
Ваги електронні ВН-150-1-Д-а	54720	Визначення ваги	0,4...150кг	± 0,04 г	08.2017 р. 08.2019р.
Штангенциркуль цифровий ШЦЦ-1	GX12031275	Визначення довжини	0...200 мм	± 0,05 мм	08.2017 р. 08.2019 р.
Глибиномір ГМ-200	533.501	Визначення глибини	0...200 мм	± 0,05 мм	08.2017 р. 01.2019 р.
Рулетка вимірювальна Р5У3К	17	Визначення довжини	0... 5 м.	0,09 мм	08.2017 р. 08.2019 р.
Кутомір	16	Визначення кута	1... 180°С	0,74°	09.2017 р. 09.2019 р.
Барометр М-98,	509	Атмосферний тиск	300...820 мм рт.ст.	± 1 мм рт.ст	09.2017 р. 09.2019 р.
Гігрометр психометричний ВИТ-1	А001	Визначення температури та вологості	0...90% 0...25°C	± 0,24 мм	09.2017 р. 09.2019 р.
Гігрометр психометричний ВИТ-2	Б070	Визначення температури та вологості	0...90% 15...40°C	± 0,24 мм	09.2017 р. 09.2019 р.
Лінійка металева	18	Лінійні розміри	0...500 мм	± 0,060	08.2017 р. 08.2019 р.

- 5.4. Унітарні набой (патрони) які були використані під час проведення випробувань наведено в таблиці 3.

Таблиця 3

Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року
Примірник № 2

Аркуш 2
Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛ З та СЗМ не дійсний

№ з/п	Опис унітарного набою	Індекс набою	Опис вражаючого елемента - кулі	Маса кулі, г	Кількість витрачених набоїв, од.
1	5,45х39 мм автоматичний патрон (ПП)	7Н10	Куля 5,45-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміщеним осердям	3,61	1
2	7,62х39 мм автоматичний патрон зразка 1943 року (БЗ)	57-БЗ-231с	Куля 7,62 мм оживальної форми зі сталевим термозміщеним осердям у сталевій оболонці	7,4	2
3	7,62х54 мм гвинтівковий патрон (ЛПС)	57-Н-323с	Куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим осердям	9,6	2
4	7,62х54 мм гвинтівковий патрон (Б-32)	57-БЗ-323с	Куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміщеним осердям	10,4	8

6. РЕЗУЛЬТАТИ ВИПРОБУВАНЬ:

6.1. Випробування зразків, проведено згідно вимог Договору № 76/3/17 від 10.09.2017 року.

6.2. Дистанція обстрілу зразків № 1...8 дорівнювала 10±0,5 м.

6.3. Кут влучення 0°.

6.4. При випробуванні зразка № 1:

6.4.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488

6.4.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим осердям гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. Н-323с.

6.4.3. Нормована швидкість згідно НТД V_{2,5м}: для кулі 850±15 м/с.

6.4.4. Випробування зразка № 1 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000. на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в Таблиці 4.

Таблиця 4

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	V _{2,5} кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-08	Н-323с (7,62 мм ЛПС)	(н.у.)	883	±1	Зразок розпався на окремі пластини	Наскрізне пробиття

6.5. При випробуванні зразка № 2:

6.5.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-43 № Я 591.

6.5.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміщеним осердям автоматного набою 7,62х39 мм, інд. 57-БЗ-231с.

6.5.3. Нормована швидкість згідно НТД V_{2,5м}: для кулі 745±15 м/с.

6.5.4. Випробування зразка № 2 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000. на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в Таблиці 5.

Таблиця 5

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	V _{2,5} кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-43 № Я 591	57-БЗ-231с (7,62 мм БЗ)	(н.у.)	760	±1	-----	Наскрізне пробиття

6.6. При випробуванні зразка № 3:

6.6.1. Зброя: 5,45 мм балістичний ствол С-13ВР № Я-664.

6.6.2. Засіб ураження: куля: куля 5,45-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміщеним осердям автоматного набою 5,45х39 мм, інд. 7Н10 (постріл 1).

6.6.3. Нормована швидкість згідно НТД V_{2,5м}: для кулі 910±15 м/с.

6.6.4. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488

6.6.5. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим осердям гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. Н-323с (постріл 2).

6.6.6. Нормована швидкість згідно НТД V_{2,5м}: для кулі 850±15 м/с.

6.6.7. Випробування зразка № 3 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000. на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в таблиці 6.

Таблиця 6

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	V _{2,5} кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-13ВР	7Н10 (5,45 мм ПП)	(н.у.)	920	±1	Спостерігалася дія тріщин в зоні ураження	Не пробій
2	Балістичний ствол С-08	Н-323с (7,62 мм ЛПС)	(н.у.)	875	±1	Спостерігалася дія тріщин в зоні ураження	Не пробій

6.7. При випробуванні зразка № 4:

6.7.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-43 № Я 591.

Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року

Примірник № 2

Аркуш 3
Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛ 3 та СЗМ не дійсний

- 6.7.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміцненням осердя автоматного набою 7,62x39 мм, інд. 57-Б3-231с (постріл 1).
 6.7.3. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 745±15 м/с.
 6.7.4. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488
 6.7.5. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміцненням осердя гвинтівкового набою 7,62x54 мм, інд. 57-Б3-323с (постріл 2).
 6.7.6. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 830±15 м/с.
 6.7.7. Випробування зразка № 4 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000, на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в таблиці 7.

Таблиця 7

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	$V_{2,5}$ кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-43 № Я 591	57-Б3-231с (7,62 мм Б3)	(н.у.)	761	±1	-	Не пробій
2	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	850	±1	-	Наскрізне пробиття

6.8. При випробуванні зразка № 5:

- 6.8.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488
 6.8.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміцненням осердя гвинтівкового набою 7,62x54 мм, інд. 57-Б3-323с (постріли 1,2,3).
 6.8.3. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 830±15 м/с.
 6.8.4. Випробування зразка № 5 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000 на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в Таблиці 8.

Таблиця 8

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	$V_{2,5}$ кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	860	±1	-	Наскрізне пробиття
2	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	851	±1	Спостерігалось застрягання частини осердя кулі у зразку	Кондиційне пробиття
3	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	849	±1	Спостерігалось застрягання частини осердя кулі у зразку	Кондиційне пробиття

6.9. При випробуванні зразка № 6:

- 6.9.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488
 6.9.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміцненням осердя гвинтівкового набою 7,62x54 мм, інд. 57-Б3-323с (постріли 1,2).
 6.9.3. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 830±15 м/с.
 6.9.4. Випробування зразка № 6 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000 на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в Таблиці 9.

Таблиця 9

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	$V_{2,5}$ кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	851	±1	Спостерігалось застрягання частини осердя кулі у зразку	Кондиційне пробиття
2	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	844	±1	-----	Не пробій

6.10. При випробуванні зразка № 7:

- 6.10.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488
 6.10.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозміцненням осердя гвинтівкового набою 7,62x54 мм, інд. 57-Б3-323с.
 6.10.3. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 830±15 м/с.
 6.10.4. Випробування зразка № 7 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000 на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в таблиці 10.

Таблиця 10

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	$V_{2,5}$ кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, забронева дія, мм	Наявність наскрізного пробиття
2	Балістичний ствол С-08	57-Б3-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	851	±1	Спостерігалась пошкодження тріщини при ураженні	Не пробій

Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року
 Примірник № 2

Аркуш 4
 Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

6.11. При випробуванні зразка № 8:

6.11.1. Зброя: 7,62 мм балістичний ствол С-08 № М 1488

6.11.2. Засіб ураження: куля 7,62-мм оживальної форми у сталевій оболонці зі сталевим термозмішеним осердям гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с.

6.11.3. Нормована швидкість згідно НТД $V_{2,5m}$: для кулі 830 ± 15 м/с.

6.11.4. Випробування зразка № 8 проведено згідно ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000 на відповідність вимогам цих стандартів. Результат випробування наведено в таблиці 11.

Таблиця 11

№ випробування	Тип зброї	Тип набою	Умови кондиціонування	$V_{2,5}$ кулі, м/с	Невизначеність	Дослідження стану зразка, заброньована діля, мм	Наявність наскрізного пробиття
1	Балістичний ствол С-08	57-БЗ-323с (7,62 мм Б-32)	(н.у.)	845	± 1	-	Наскрізне пробиття

7. ВИСНОВКИ:

7.1 **Зразок № 1** – елемент бронювання отримав **наскрізне пробиття** від дії кулі 7,62-мм (ЛПС) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-Н-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488. Зразок **не відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 4 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 4 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

7.2 **Зразок № 2** – елемент бронювання **не витримав дію** кулі з 7,62 мм балістичного ствола С-43 № Я 591 – зразок отримав наскрізне пробиття 7,62-мм кулею (БЗ) автоматного набою 7,62х39 мм, інд. 57-БЗ-231. Зразок **не відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 5 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 5 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

7.3 **Зразок № 3** – елемент бронювання **витримав дію** кулі 5,45 мм ПП (постріл 1) автоматного набою 5,45х39 мм, інд. 7Н10 при пострілі з балістичного ствола С-13ВР № Я-667 та **витримав дію** кулі 7,62-мм (ЛПС) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-Н-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола СВД С-08 № М 1488 (постріл 2).

Зразок **відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 4 при кутах обстрілу 90° або вимогам 4 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 і ДСТУ В4103-2002, відповідно.

7.4 **Зразок № 4** – елемент бронювання **витримав дію** кулі 7,62-мм (БЗ) автоматного набою 7,62х39 мм, інд. 57-БЗ-231с при 1-му пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-43 № Я 591 та **отримав наскрізне пробиття** від дії кулі 7,62-мм (Б-32) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488 (постріл 2).

Зразок **відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 5 при кутах обстрілу 90° або вимогам 5 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 і ДСТУ В4103-2002, відповідно.

7.5. **Зразок № 5** – елемент бронювання отримав **наскрізне пробиття** (постріл 1) та кондиційні пробої (постріл 1,2) від дії кулі 7,62-мм (Б-32) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488.

Зразок **не відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 6 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 6 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

7.6 **Зразок № 6** – елемент бронювання **отримав кондиційний пробій** (постріл 1) та **витримав** (постріл 2) дію кулі 7,62-мм (Б-32) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488.

Зразок **не відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 6 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 6 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

7.7. **Зразок № 7** – елемент бронювання **витримав дію** кулі 7,62-мм (Б-32) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488.

Зразок **відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 6 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 6 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

7.8. **Зразок № 8** – елемент бронювання **не витримав дію** кулі 7,62-мм (Б-32) гвинтівкового набою 7,62х54 мм, інд. 57-БЗ-323с при пострілі з 7,62 мм балістичного ствола С-08 № М 1488.

Зразок **не відповідає** вимогам класу захисту ПЗСА – 6 при кутах обстрілу 90° згідно вимог ДСТУ 3975-2000 або вимогам 6 класу захисту при кутах обстрілу 0° згідно вимог ДСТУ В4103-2002.

Протокол балістичного випробування складено у 2-х примірниках:

- **примірник № 1** (на 6 аркушах та додаток № 1, на 2-х аркушах) – у науково-випробувальній лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів (03049, м. Київ, Новотроїцький проспект, 28, корпус № 1, код ЄДРПОУ 07834530).

- **примірник № 2** (на 6 аркушах та додаток №, на 2-х аркушах) – у ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України (03142 м. Київ, б-р Академіка Вернадського, 36).



Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року

Примірник № 2

Аркуш 5
Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Додаток до Протоколу:

Додаток № 1: Загальний вид та місця влучень куль у зразки виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України (03142 м. Київ, б-р Акад. Вернадського, 36)

Додаток № 2: Акт відбору зразків № 1 – 8 від «21» грудня 2017 року.

Додаток № 3: Акт ідентифікації виробів від «21» грудня 2017 року.

Керівник випробування:

Начальник науково-випробувальної лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів

полковник *С. Г. СЕДОВ*

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

С. Г. СЕДОВ

Керівник з якості НВЛЗ та СЗМ

Науковий співробітник науково-випробувальної лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів

підполковник *А. А. РЕВУЦЬКИЙ*

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

А. А. РЕВУЦЬКИЙ

Відповідальні виконавці випробування:

Старший науковий співробітник науково-випробувальної лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів

підполковник *В. А. БУБЛІЙ*

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

В. А. БУБЛІЙ

«22» грудня 2017 року

Представник ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України

М. С. Стасюк О. О.

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

Примітки:

1. Результати балістичних випробувань, що викладені в даному Протоколі мають відношення тільки до зразків що випробовувалися.
2. Протокол є цілісним документом і може передруковуватися тільки в повному обсязі за згодою ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, начальника НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України.
3. Інформація, викладена у Протоколі стосовно конструкцій виробів, місць та методів випробувань, є конфіденційною і не підлягає розголошенню власником протоколу. Керівництво НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України несе відповідальність за об'єктивність та достовірність викладених у Протоколі результатів.
4. Копії протоколу дійсні тільки після його завірення начальником НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України, в якому проводились балістичні випробування.
5. Виправлення по тексту Протоколу не допускаються, і можуть бути оформленими лише іншим документом, який є невід'ємною частиною такого Протоколу.
6. Термін зберігання Протоколу необмежений.

Протокол без відбитку печатки НВЛ 3 та СЗМ не дійсний

Додаток 1

до Протоколу № 45/2017 від 22.12.2017 року



Фото 1 (зразок 1 до випробувань)

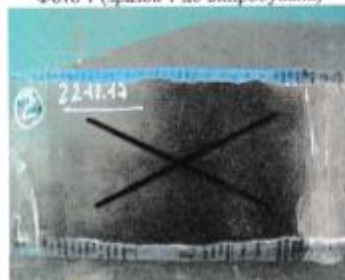


Фото 3 (зразок 2 до випробувань)



Фото 5 (зразок 3 до випробувань)



Фото 7 (зразок 3 місце влучення після другого пострілу)



Фото 9 (зразок 4 місце влучення після першого пострілу)

Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року
Примірник № 2



Фото 2 (зразок 1 місце влучення після пострілу)



Фото 4 (зразок 2 місце влучення після пострілу)



Фото 6 (зразок 3 місце влучення після першого пострілу)



Фото 8 (зразок 4 до випробувань)

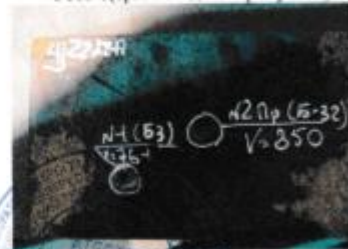


Фото 10 (зразок 4 місце влучення після другого пострілу)



Аркуш 7
Аркушів 8

Протокол без відтиску печатки НВЛІЗ та СЗМ не дійсний

Продовження Додатка 1
до Протоколу № 45/2017



Фото 11 (зразок 5 до випробувань)



Фото 12 (зразок 5 місце влучення другого першого пострілу)



Фото 13 (зразок 5 місце влучення після другого пострілу)



Фото 14 (зразок 6 місце влучення після першого пострілу)

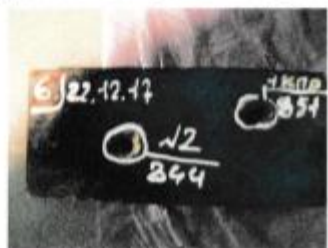


Фото 15 (зразок 6 місце влучення після другого пострілу)



Фото 16 (зразок 7 до випробувань)



Фото 17 (зразок 7 місце влучення після пострілу)



Фото 18 (зразок 8 до випробувань)



Фото 19 (зразок 8 місце влучення після пострілу)



Протокол № 45/2017 від «22» грудня 2017 року
Примірник № 2

Аркуш 8
Аркушів 8

ДОДАТОК 3

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Науково-випробувальна лабораторія зброї та спеціальних захисних матеріалів
Національного університету оборони України імені Івана Черняхівського

ЗАТВЕРДЖУЮ

Начальник науково-випробувальної лабораторії
зброї та спеціальних захисних матеріалів
Національного університету оборони України
імені Івана Черняхівського
полковник код 07334530
"05" листопада 2018 року

С.Г. СЕДОВ

ПРОТОКОЛ № 47/2018

**випробувань броньованих плит зі сплавів титану виробництва Інститута
металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
(03142 м. Київ, б-р Академіка Вернадського, 36, код ЄДРПОУ 05417331)**
(назва та адреса замовника)

Всього стор. 9

1. ПІДСТАВА ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ ВИПРОБУВАНЬ:

- заявка на балістичні випробування від ІМФ ім. Г. В. Курдюмова вих. № 01-366 від 10.07.18 р.;
- договір на проведення балістичного випробування № 82/3/18 від 25.07.18 р.;
- наказ начальника НУОУ № 354 від 05.11.18 р.

(лист або угода на проведення випробувань)

2. ОБ'ЄКТИ ВИПРОБУВАНЬ:

2.1. Зразки на балістичні випробування було надано 02 листопада 2018 року.

- 2.1.1. **Зразок № 1** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми) розміром 77x77x11,8 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,3 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.2. **Зразок № 2** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми) розміром 77x77x12,4 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,3 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.3. **Зразок № 3** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми) розміром 77,5x77,5x12,2 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,3 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.4. **Зразок № 4** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми) розміром 77x77x12,2 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,3 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.5. **Зразок № 5** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми), спечена, розміром 78,4x78,4x22,5 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,56 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.6. **Зразок № 6** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (дугоподібний 4-х кутник), гарячедеформована (пресування при 1100°C до розміру 14,4 мм з відпалом при 800°C протягом 2 годин), розміром 108x108x13 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,54 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.7. **Зразок № 7** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (прямокутної форми), спечена, розміром 78,5x78,5x22,5 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,56 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.1.8. **Зразок № 8** трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC (дугоподібний 4-х кутник), гарячедеформована (пресування при 1100°C до розміру 14,0 мм з відпалом при 800°C протягом 2 годин), розміром 115x115x14 мм, дата виготовлення 2018 рік, виробництва ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Вага зразка 0,54 кг. Інформація щодо зразка надана ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року

Примірник № 2

Аркуш 1
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛ З та СЗМ не дійсний

- ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 2.2 Загальний вид та комплектація зразків наведена у додатку № 1 до цього Протоколу випробування.
- 2.3 Документація на зразки: акти відбору зразків
- 2.4 Завивник випробувань: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, 03142 м. Київ, б-р Академіка Вернадського, 36, код ЄДРПОУ 05417331
- 3 ХАРАКТЕРИСТИКА, КОМПЛЕКТАЦІЯ ТА МАРКУВАННЯ ЗРАЗКІВ**
- 3.1 Зразки призначені для захисту від ураження кулями стрілецької зброї та осколками.
- 3.2 Акт ідентифікації зразків які надійшли на випробування від Інститута металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України від «05» листопада 2018 року (додаток № 2).
- 3.3 Комплектист: броньованих плит із сплавів титану – 8 шт.
- 3.4 Маркування зразків не проводилося.
- 3.5 **Висновок:** Зразки броньових плит не мають дефектів, ушкоджень та придатні для проведення випробування.
- 4 МІСЦЕ, ДАТА, МЕТА ТА ОПИС ВИПРОБУВАННЯ**
- 4.1 Місце проведення випробування: науково-випробувальна лабораторія зброї та спеціальних захисних матеріалів (далі по тексті НВЛ З та СЗМ), 03049, м. Київ, Повітрофлотський проспект, 28, корпус № 1, код ЄДРПОУ 07834530.
- 4.2 Випробування проводились: «05» листопада 2018 року.
- 4.3 Мета випробування: визначення кулестійкості броньових плит при використанні окремих положень ДСТУ В4103-2002 та ДСТУ 3975-2000.
- 4.4 Особовий склад НВЛ З та СЗМ який проводив випробування:
- керівник випробування – начальник НВЛ З та СЗМ полковник Седов С.Г.;
 - керівник з якості – провідний науковий співробітник працівник ЗС України Сахно В.П.;
 - старший науковий співробітник НВЛ З та СЗМ підполковник Бублій В.А.
- 4.5 На випробуванні був присутній:
- провідний науковий співробітник Інститута металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України Саввакін Д.Г.;
- 4.6 Випробування проводились за таких умов: температура навколишнього середовища +22°C, відносна вологість повітря - 75%.
- 5 ВИПРОБУВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ ТА ЗАСОБИ ВИМІРЮВАЛЬНОЇ ТЕХНІКИ**
- 5.1 Не стандартизоване та спеціального призначення обладнання (НСПО), засоби вимірювальної техніки (ЗВТ), зброя (балістичні стволи), а також засоби ураження були використані згідно з договором № 82/3/18 від «25» липня 2018 року з Інститута металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.
- 5.2 Перелік випробувального обладнання (ВО) та засобів вимірювальної техніки (ЗВТ) наведений в таблиці 1

Таблиця 1

№ з/п	Найменування	Завод. №	Визначувані характеристики	Діапазон вимірів	Точність (похибка, невідзначеність вимірювання)	Дата калібрування	
						останньої	наступної
1	Вимірювальний комплекс оптичелектронний ИБХ-733	ХК 089	Швидкість польоту кулі	1 – 2000 м/с	0,1 м/с	09.18 р.	09.19 р.
3	Рулетка вимірювальна Р5УЗК	17	Визначення довжини	0... 5 м.	0,09 мм	09.18 р.	09.19 р.
4	Штангенциркуль цифровий ШЦЦ-1	GX12031275	Визначення довжини	0... 200 мм.	± 0,05 мм	08.17 р.	08.19 р.
5	Кутомір з ноніусом	16	Визначення кута	1... 180°С	0,74°	09.17 р.	09.19 р.
6	Лінійка металева 500 мм	18	Лінійні розміри	0... 500 мм	0,060	08.17р.	08.19р.
7	Барометр-анероїд контрольний М-98	509	Атмосферний тиск	300... 820 мм рт.ст.	± 1 мм рт.ст.	09.17р.	09.19р.
8	Гігрометр психометричний ВИТ-1	A001	Визначення температури та вологості	0... 90% 0... 25°C	± 0,24 мм	09.17р.	09.19р.
9	Гігрометр психометричний ВИТ-2	Б070	Визначення температури та вологості	0... 90% 15... 40°C	± 0,24 мм	09.17р.	09.19р.
10	Ваги електронні ВН-150-1-D-a	54720	Визначення ваги	0,4... 150кг	± 0,04 г	09.18 р.	09.19 р.

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року

Примірник № 2



Аркуш 2

Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

№ з/п	Найменування	Завод. №	Визначувані характеристики	Діапазон вимірів	Точність (похибка, невизначеність вимірювання)	Дата калібрування
11	Ваги лабораторні СВА-300-0.005	6801055058	Визначення ваги	0,1...300 г	± 0,05 г	09.18р. 09.19 р.

5.3 Перелік не стандартизованого та спеціального призначення обладнання (НСПО), а також допоміжних та витратних матеріалів наведених в таблиці 2.

Таблиця 2

№ з/п	Найменування	Призначення
1	Обладнання для кріплення зразків (ОКБ) № 3	Кріплення зразків
2	Пристрій балістичний ПБ-53 № Я-021Д	Кріплення балістичних стволів
3	Пристрій для кріплення стрілецької зброї (ПКСЗ) № 14	Кріплення стрілецької зброї
4	Лазерний цілевказувач	Наведення зброї
5	Комп'ютер персональний Celeron 2.0	Відпрацювання документів

5.4 Перелік зброї (балістичних стволів), які були використані для проведення випробування наведених в таблиці 3.

Таблиця 3

№ з/п	Найменування	Кількість, од.	Примітка
1	Балістичний ствол (С-08) калібру 7,62x54R мм № М-1488	1	
2	Балістичний ствол С-13ВР калібру 5,45x39 мм № Я-667	1	
3	Балістичний ствол С-43 калібру 7,62x39 мм № Я 591	1	

5.5 Перелік засобів ураження, які були використані для проведення випробувань наведених в таблиці 4.

Таблиця 4

№ з/п	Опис унітарного набоя	Індекс набоя	Опис вражаючого елемента - кулі	Маса кулі, г	Кількість витрачених набояв, од.
1	7,62x54R мм гвинтівковий набій Б-32	7Б3-3	Куля 7,62 мм оковальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям	10,4	1
2	5,45x39 мм автоматний патрон ПС	7Н6	Куля 5,45 мм оковальної форми у металевій оболонці зі сталевим осердям	3,5	2
3	7,62x54R мм гвинтівковий набій ЛПС	57-Н-323с	Куля 7,62 мм оковальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям	9,6	3
4	7,62x39 мм автоматний патрон БЗ	57-БЗ-231с	Куля 7,62 мм оковальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям	7,4	8
5	5,45x39 мм автоматний патрон ПП	7Н10	Куля 5,45 мм оковальної форми у металевій оболонці зі сталевим термозміцненим осердям	3,6	2

6 РЕЗУЛЬТАТИ ВИПРОБУВАНЬ

6.1 Випробування **зразка № 1** проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 5.

Таблиця 5

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка ±0,5 м)	№ пострілу	Кут влучення град. (похибка ±0,5°)	Швидкість кулі V _{2,5 м}	Результати обстеження	Примітка
1	2						Наявність пробію	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №1	Трикошарова циліндрова патронна Т-6М-4V+ПС	Балістичний ствол (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм 7,62x54R мм гвинтівковий патрон з кулею ЛПС (57-Н-323с), нормована швидкість V _{2,5} 850±15 м/с	10,0	1	0	875	Наскрізний пробій	Має місце поява тріщин у зразку

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 3
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

6.2 Випробування зразка № 2 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 6.

Таблиця 6

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу	Кут влучення, град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5 м}$	Результати обстеження	Примітка
							Наявність пробой	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №2	Тристороння плита композиту ТТ-6АЛ-4V+ПС	Балістичний ствол С-13ВР № Я-667 калібру 5,45 мм 5,45х39 мм автоматний патрон з кулею ПП (7Н10), $V_{2,5} 910 \pm 15$ м/с	10,0	1	0	919	Не заліз	Промач
			10,0	2		919	Наскрізний пробій	---
		Балістичний ствол С-13ВР № Я-667 калібру 5,45 мм 5,45х39 мм автоматний патрон з кулею ПС (7Н6), $V_{2,5} 910 \pm 15$ м/с	10,0	3	0	908	Пробій	Має місце поява тріщини відомо всього зразка у місці влучення кулі

6.3 Випробування зразка № 3 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 7.

Таблиця 7

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу	Кут влучення, град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5 м}$	Результати обстеження	Примітка
							Наявність пробой	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №3	Тристороння плита композиту ТТ-6АЛ-4V+ПС	Балістичний ствол (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм 7,62х54R мм гвинтівковий патрон з кулею ЛПС (57-Н-323с), нормована швидкість $V_{2,5} 850 \pm 15$ м/с	10,0	1	0	880	Наскрізний пробій	Зразок розколовся навпіл

6.4 Випробування зразка № 4 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 8.

Таблиця 8

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу	Кут влучення, град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5 м}$	Результати обстеження	Примітка
							Наявність пробой	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок № 4	Тристороння плита композиту ТТ-6АЛ-4V+ПС	Балістичний ствол С-13ВР № Я-667 калібру 5,45 мм 5,45х39 мм автоматний патрон з кулею ПС (7Н6), $V_{2,5} 910 \pm 15$ м/с	10,0	1	0	904	Не пробій	В місці влучення кулі з'явилися тріщини

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 4
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

6.5 Випробування зразка № 5 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 9.

Таблиця 9

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу *	Кут влучення град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5\text{ м}}$	Результати обстеження	Примітка
1	2						Наявність пробою	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №5	Трьохшарова патронна комбінування Т-6А1-4У+ГС стиснені	Балістичний ствол (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм 7,62x54R мм гвинтівковий патрон з кулею ЛПС (57-Н-323с), нормована швидкість $V_{2,5}$ 850 \pm 15 м/с	10,0	1	0	867	Не пробій	В місці влучення кулі з'явилися тріщини
		Балістичний ствол С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматний патрон з кулею Б3 (57-Б3-231с), $V_{2,5}$ 745 \pm 15 м/с	10,0	2	0	754	Не залік	Промак
		Балістичний ствол С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматний патрон з кулею Б3 (57-Б3-231с), $V_{2,5}$ 745 \pm 15 м/с	10,0	3	0	753	Не пробій	В місці влучення кулі з'явилися тріщини

6.6 Випробування зразка № 6 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 9.

Таблиця 9

Об'єкт випробування		Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу *	Кут влучення град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5\text{ м}}$	Результати обстеження	Примітка
1	2						Наявність пробою	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №6	Трьохшарова патронна комбінування Т-6А1-4У+ГС піроформована	Балістичний ствол С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматний патрон з кулею Б3 (57-Б3-231с), $V_{2,5}$ 745 \pm 15 м/с	10,0	1	0	749	Не залік	Промак
			10,0	2	0	746	Не залік	Кулі влучили у край зразка
			10	3	0	750	Не залік	Промак
			10,0	4	0	749	Не пробій	В місці влучення кулі з тильної сторони зразка з'явилися тріщини

6.7 Випробування зразка № 7 проведено після витримування за температури +22°C, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 10.

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 5
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Таблиця 10

Об'єкт випробування	Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу	Кут влучення град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5\text{ м}}$	Результати обстеження		Примітка
						Наявність пробиття	Наявність пробиття	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №7	Трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC спечена	Балістичний ствол С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматичний патрон з кулею БЗ (57-БЗ-231с), $V_{2,5}$ 745 \pm 15 м/с	10,0	1	0	751	Не пробій	В місці влучення кулі з'явилися тріщини
		Балістичний ствол (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм 7,62x54R мм гвинтівковий патрон з кулею Б-32 (7БЗ-3), нормована швидкість $V_{2,5}$ 830 \pm 15 м/с	10,0	2	0	864	Пробій	Осердя кулі залишилося у зразку

6.8 Випробування зразка № 8 проведено після витримування за температури $+22^\circ\text{C}$, відносної вологості повітря 75% протягом 24-х годин. Результат випробування наведений в таблиці 11.

Таблиця 11

Об'єкт випробування	Зброя та засіб ураження	Дистанція обстрілу, м (похибка $\pm 0,5$ м)	№ пострілу	Кут влучення град. (похибка $\pm 0,5^\circ$)	Швидкість кулі $V_{2,5\text{ м}}$	Результати обстеження		Примітка
						Наявність пробиття	Наявність пробиття	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Зразок №8	Трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC гарячедеформована	Балістичний ствол С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматичний патрон з кулею БЗ (57-БЗ-231с), $V_{2,5}$ 745 \pm 15 м/с	10,0	1	0	750	Пробій	Вибита пробка, залишилася у зразку

7 ВИСНОВКИ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ВИПРОБУВАНЬ

- 7.1 Зразок № 1 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC при обстрілі з балістичного ствола (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм гвинтівковим патроном 7,62x54R мм (57-Н-323с) не витримала дію кулі ЛПС – отримала наскрізне пробиття.
- 7.2 Зразок № 2 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC при обстрілі з балістичного ствола ствол С-13ВР № Я-667 калібру 5,45 мм 5,45x39 мм автоматичним патроном 7Н10 не витримала дію кулі ПП – отримала наскрізне пробиття, але витримала дію кулі ПС при обстрілі автоматичним патроном 7Н6.
- 7.3 Зразок № 3 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC при обстрілі з балістичного ствола (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм гвинтівковим патроном 7,62x54R мм (57-Н-323с) не витримала дію кулі ЛПС – отримала наскрізне пробиття.
- 7.4 Зразок № 4 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC при обстрілі з балістичного ствола ствол С-13ВР № Я-667 калібру 5,45 мм 5,45x39 мм автоматичним патроном 7Н6 витримала дію кулі ПС.
- 7.5 Зразок № 5 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC спечена при обстрілі з балістичного ствола С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматичним патроном 57-БЗ-231с витримала дію кулі БЗ.
- 7.6 Зразок № 6 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC гарячедеформована при обстрілі з балістичного ствола С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматичним патроном 57-БЗ-231с витримала дію кулі БЗ.

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 6
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

- 7.7 Зразок № 7 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC спечена при обстрілі з балістичного ствола С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматним патроном 57-Б3-231с витримала дію кулі БЗ, але при обстрілі з балістичного ствола (С-08) № М-1488 калібру 7,62 мм гвинтівковим патроном 7,62x54R мм (7Б3-3) не витримала дію кулі Б-32 – отримала наскрізне пробиття.
- 7.8 Зразок № 8 – трьохшарова плита композиту Ti-6Al-4V+TiC гарячедеформована при обстрілі з балістичного ствола С-43 № Я 591 калібру 7,62 мм 7,62x39 мм автоматним патроном 57-Б3-231с не витримала дію кулі БЗ – отримала пробиття (вибита пробка).
- 8 Протокол випробування складено у 2-х примірниках:
- примірник № 1 (на 5 аркушах в тому числі додаток № 1, на 2 аркушах) – у науково-випробувальній лабораторії зброї та спеціальних захисних матеріалів (03049, м. Київ, Повітрофлотський проспект, 28, корпус № 1, код ЄДРПОУ 07834530).
 - примірник № 2 (на 5 аркушах в тому числі додаток № 1, на 2 аркушах) – в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, 03142 м. Київ, 6-р Академіка Вернадського, 36.

Додатки до Протоколу:

Додаток № 1: Загальний вид та комплектація зразків.

Додаток № 2: Акт ідентифікації виробів від «05» листопада 2018 року.

Керівник випробування: Начальник НВЛЗ та СЗМ

полковник

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

С.Г. ССДОВ

«05» листопада 2018 року

Керівник з якості: Провідний науковий співробітник НВЛЗ та СЗМ

працівник ЗСУ

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

В. П. САХНО

Відповідальні виконавці випробування:

Старший науковий співробітник НВЛЗ та СЗМ

підполковник

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

В.А. БУБЛІЙ

«05» листопада 2018 року

Представник Інститута металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Г. П. С.

(посада, підпис, прізвище та ініціали)

Саввакин Д.Г.

«05» листопада 2018 року

Примітки:

1. Результати балістичних випробувань, що викладені в даному Протоколі мають відношення тільки до зразків що випробовувалися.
2. Протокол є цілісним документом і може передруковуватися тільки в повному обсязі за згодою Інститута металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України та НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України.
3. Інформація, викладена у Протоколі стосовно конструкції виробів, місць та методів випробувань, є конфіденційною і не підлягає розголошенню власникам протоколу. Керівництво НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України несе відповідальність за об'єктивність та достовірність викладених у Протоколі результатів.
4. Копії протоколу дійсні тільки після його завірення НВЛЗ та СЗМ Національного університету оборони України, де проводились балістичні випробування.
5. Виправлення по тексту Протоколу не допускаються, і можуть бути оформлені лише іншим документом, який є невід'ємною частиною такого Протоколу.
6. Термін зберігання Протоколу необмежений.

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року

Примірник № 2



Аркуш 7

Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Додаток 1: до Протоколу № 47/2018
від 05.11.2018 року

Зразки № 1... № 6: броньові плити, що були піддані балістичним випробуванням



Фото 1 (зразок № 1 до випробувань)



Фото 2 (зразок № 1 після 1-го пострілу)



Фото 3 (зразок № 2 до випробувань)



Фото 4 (зразок № 2 після 2-х пострілів)



Фото 5 (зразок № 3 до випробувань)

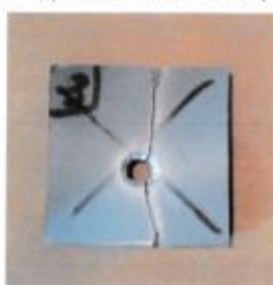


Фото 6 (зразок № 3 після 1-го пострілу)



Фото 7 (зразок № 4 до випробувань)



Фото 8 (зразок № 4 після 1-го пострілу)

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 8
Аркушів 9

Протокол без відтиску печатки НВЛЗ та СЗМ не дійсний

Продовження додатка 1: до Протоколу № 47/2018
від 05.11.2018 року



Фото 9 (зразок № 5 до випробувань)

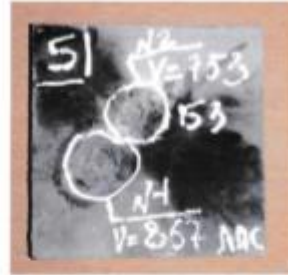


Фото 10 (зразок № 5 після 2-го пострілу)



Фото 11 (зразок № 6 до випробувань)

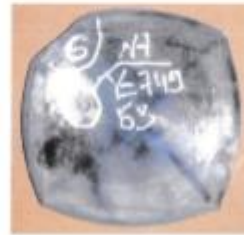


Фото 12 (зразок № 6 після 4-го пострілу)



Фото 13 (зразок № 7 до випробувань)

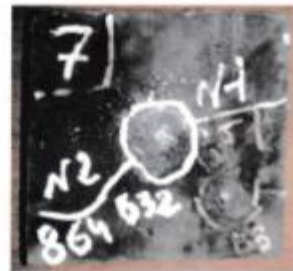


Фото 14 (зразок № 7 після 2-го пострілу)

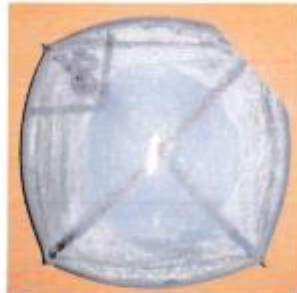


Фото 15 (зразок № 8 до випробувань)

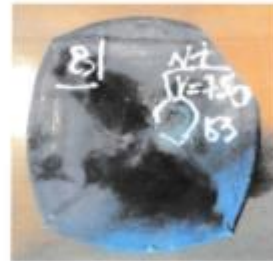


Фото 16 (зразок № 8 після 1-го пострілу)

Протокол № 47/2018 від «05» листопада 2018 року
Примірник № 2



Аркуш 9
Аркушів 9